

PO/KR 03/00568

RO/KR 24.03.2003

10/507069

Rec'd PCT/PTO 09 SEP 2004



별첨 사본은 아래 출원의 원본과 동일함을 증명함.

This is to certify that the following application annexed hereto is a true copy from the records of the Korean Intellectual Property Office.

REC'D 15 APR 2003

WIPO PCT

출원번호 : 10-2002-0016214  
Application Number

출원년월일 : 2002년 03월 25일  
Date of Application MAR 25, 2002

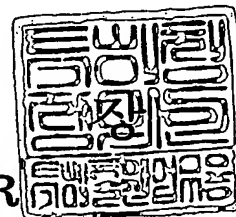
출원인 : 박용수 외 2명  
Applicant(s) PARK, Yong Soo, et al.



2003 년 03 월 24 일

특 허 청

COMMISSIONER



PRIORITY DOCUMENT  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH  
RULE 17.1(a) OR (b)

BEST AVAILABLE COPY

## 【서지사항】

【서류명】	특허출원서
【권리구분】	특허
【수신처】	특허청장
【제출일자】	2002.03.25
【발명의 명칭】	금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강
【발명의 영문명칭】	SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL WITH A SUPPRESSED FORMATION OF INTERMETALLIC PHASES AND HAVING AN EXCELLENT CORROSION RESISTANCE, EMBRITTLEMENT RESISTANCE, CASTABILITY AND HOT WORKABILITY
【출원인】	
【성명】	박용수
【출원인코드】	4-1998-017882-5
【지분】	79/100
【출원인】	
【성명】	김순태
【출원인코드】	4-1998-036776-9
【지분】	12/100
【출원인】	
【성명】	송치복
【출원인코드】	4-2002-011432-9
【지분】	5/100
【출원인】	
【성명】	이인성
【출원인코드】	4-1995-130572-6
【지분】	4/100
【대리인】	
【성명】	이광연
【대리인코드】	9-1998-000470-8
【포괄위임등록번호】	2002-023011-9
【포괄위임등록번호】	2002-023009-9
【포괄위임등록번호】	2002-023013-3
【포괄위임등록번호】	2002-023015-8

## 【대리인】

【성명】

김선민

【대리인코드】

9-2000-000323-7

【포괄위임등록번호】

2002-023012-6

【포괄위임등록번호】

2002-023010-1

【포괄위임등록번호】

2002-023014-1

【포괄위임등록번호】

2002-023016-5

## 【발명자】

【성명】

박용수

【출원인코드】

4-1998-017882-5

## 【발명자】

【성명】

김순태

【출원인코드】

4-1998-036776-9

## 【발명자】

【성명】

송치복

【출원인코드】

4-2002-011432-9

## 【발명자】

【성명】

이인성

【출원인코드】

4-1995-130572-6

## 【심사청구】

청구

## 【취지】

특허법 제42조의 규정에 의하여 위와 같이 출원합니다. 대  
리인  
연 (인) 대리인  
김선민 (인)  
이광

## 【수수료】

【기본출원료】

20 면 29,000 원

【가산출원료】

38 면 38,000 원

【우선권주장료】

0 건 0 원

【심사청구료】

14 항 557,000 원

【합계】

624,000 원

【감면사유】

개인 (70%감면)

【감면후 수수료】

187,200 원

## 【첨부서류】

1. 요약서·명세서(도면)\_1통 2.지분약정서\_1통

## 【요약서】

## 【요약】

본 발명은, 고내식성 듀플렉스 스테인리스강의 제조시 문제시되는 취약한 시그마( $\sigma$ )상, 카이( $\chi$ )상을 포함하는 금속간상의 형성을 최대한 억제하기 위하여, 중량%로, Cr: 21.0% ~ 38.0%, Ni: 3.0% ~ 12.0%, Mo: 1.5% ~ 6.5%, W: 0 ~ 6.5%, Si: 3.0% 이하, Mn: 8.0% 이하, N: 0.2% ~ 0.7%, C: 0.1% 이하, Ba: 0.0001~0.6%, 그리고 나머지는 철과 피할 수 없는 불순물로 이루어지고, 공식저항당량지수  $PREW(= \text{중량}\%Cr + 3.3(\text{중량}\%Mo + 0.5\text{중량}\%W) + 30\text{중량}\%N)$ 가  $40 \leq PREW \leq 67$ 을 만족하거나, 아울러, 추가로 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 총량으로 0.0001 ~ 1.0% 함유하거나, 상기 Ba 대신 상기 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 함유하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강을 제공한다. 특히, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종과, 강 중 Al, O 및 S의 용해도적 관계식  $[MM, (Y, Ce, La, Nd, Pr) + Al] \cdot [O + S]$ 의 값이  $0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 것이 좋다.

## 【대표도】

도 6a

## 【명세서】

## 【발명의 명칭】

금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강{SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL WITH A SUPPRESSED FORMATION OF INTERMETALLIC PHASES AND HAVING AN EXCELLENT CORROSION RESISTANCE, EMBRITTLEMENT RESISTANCE, CASTABILITY AND HOT WORKABILITY}

## 【도면의 간단한 설명】

도 1a 내지 2f는 850℃에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명에 따른 강인 발명강 3(도 1a), 발명강 7(도 1b), 발명강 28(도 1c), 비교강인 비교강 39(도 1d) 및 종래 강인 종래 강 UR 52N+(도 1e), 종래 강 SAF 2507(도 1f)의 미세조직 사진을 비교하여 보여준다.

도 2a 내지 2d는 850℃에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명에 따른 강인 발명강 3(도 2a), 비교강인 비교강 39(도 2b) 및 종래 강인 종래 강 UR 52N+(도 2c), 종래 강 SAF 2507(도 2d)의 X 선 회절시험 결과를 비교하여 보여준다.

도 3a 내지 3d는 잉고트(ø110mm x L 550mm) 중간부에서 본 발명에 따른 강인 발명강 7의 마크로 조직(도 3a) 및 비교강인 비교강 39의 마크로 조직(도 3b)을 비교하여 보여주는 사진과, 아울러, 발명강 7의 마이크로 조직(도 3b) 및 비교강 39의 마이크로 조직(도 4d)을 비교하여 보여주는 사진이다.

도 4는 주조된 상태에서의 본 발명에 따른 강과 종래 강의 탈기된 50℃의 0.5N HCl + 1.0N NaCl 용액에서의 양극분극저항성 실험결과를 비교하여 보여준다.

도 5은 본 발명에 따른 강 및 종래 강의 6%  $\text{FeCl}_3$  용액에서의 임계공식온도 실험결과를 비교하여 보여준다.

도 6a, 6b 및 6c는 1,130°C에서 고용화 열처리된 본 발명에 따른 강(도 6a)과 종래 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강(도 6b) 및 종래 슈퍼 오스테나이트계 스테인리스강(도 6c)의 탈기된 70°C의 0.5N HCl + 1.0N NaCl 용액에서의 양극분극저항성 실험결과를 비교하여 보여준다.

도 7a 및 7b는 850°C에서 10분 동안 시효 열처리된 본 발명에 따른 강(도 7a)과 종래 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강(도 7b)의 탈기된 50°C의 0.5N HCl + 1.0N NaCl 용액에서의 양극분극저항성 실험결과를 비교하여 보여준다.

도 8a 및 8b는 850°C에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명에 따른 강(도 8a)과 종래 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강(도 8b)의 탈기된 50°C의 0.5N HCl + 1.0N NaCl 용액에서의 양극분극저항성 실험결과를 비교하여 보여준다.

#### 【발명의 상세한 설명】

#### 【발명의 목적】

#### 【발명이 속하는 기술분야 및 그 분야의 종래기술】

<10> 본 발명은 고내식성 듀플렉스 스테인리스강에 관한 것으로, 더욱 상세하게는 고내식성 듀플렉스 스테인리스강의 제조(주조, 열간압연 또는 용접)시에 생성되는,

- <11> 취약한 시그마( $\sigma$ )상, 카이( $\chi$ )상을 포함하는 금속간상의 형성을 최대한 억제함으로써, 고내식성을 유지하면서 아울러 우수한 내취화성, 주조성 및 열간가공성을 갖도록 한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강에 관한 것이다.
- <12> 듀플렉스 스테인리스강은 우수한 가공성을 제공하는 오스테나이트( $\gamma$ )상과 우수한 내식성을 제공하는 페라이트( $\alpha$ )상이 미세하게 결합하여 강도가 오스테나이트계 스테인리스강 보다 최소 1.7배 이상 높을 뿐만 아니라, 공식(Pitting)과 응력부식균열 저항성이 매우 우수해 최근 주목받고 있는 고강도 고내식 재료이다. 공식저항당량지수 「PREW =  $\%Cr + 3.3(\%Mo + 0.5\%W) + 30\%N$ 」 값이 약 46인 SAF 2507(UNS S32750), UR52N+(UNS 32550), ZERON 100(UNS 32760)과 같은 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강들이 1990년대부터 여러 용도로 사용되어 왔으며, 정련법의 발달로 품질 특성이 개선되어 최근 수 년 동안 다음과 같은 적용 분야에 그 사용량이 꾸준히 증가하고 있는 상황이다.
- <13> 1) 화력·원자력발전소 및 해수 담수화 설비에서 해수를 냉각수로 사용하는 열교환기와 복수기용 용접관 및 무게목관;
- <14> 2) 화력발전소, 석유화학 및 정유공장등의 탈황설비의 흡수탑, 덕트, 댐퍼용 열간/냉간 압연 판재, 스트립 코일 및 크래딩 판재;
- <15> 3) 석유화학공업, 정유공업, 비철금속제련공업, 펄프 제지공업, 화학약품공장, 식품공업 및 폐수처리등의 설비재;
- <16> 4) 상기에서 언급한 적용분야에 필수적으로 사용되는 펌프 임펠러, 디스차지 볼, 섹션 벨 등의 주물 부품 및 샤프트용 단조품 (봉, 각재) 등;

- <17> 5) 상기에서 언급한 적용 분야에 필수적으로 사용되는 밸브 바디, 본넷, 디스크, 볼등의 주물 부품 및 스템용 열간압연품 (봉, 각재) 등;
- <18> 6) 상기에서 언급한 적용분야에 필수적으로 사용되는 일반 배관재 (원심주조관, 무계목관, 용접관), 피팅류, 볼트, 너트 및 플랜지 등.
- <19> 그러나 PREW 46급 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강들은, PREW 38급인 SAF 2205와 같은 범용강종보다, 기계적 성질 및 내식성을 저하시키는 시그마( $\sigma$ )상, 카이( $\chi$ )상을 이루는 주구성원소인 Cr, Mo, W을 다량 함유하고 있어서, 제조시나 사용시 이들 석출상이 생성되기 쉬운 문제점이 있다. 실제로 듀플렉스 스테인리스강의 연주 후 냉각과 열간 압연후 서냉, 용접 후 열영향부 그리고 주조 후 주괴 중심부의 서냉에 의해서 석출상에 의한 취화 현상이 관찰되고 있다. 그리고, 첨가된 합금 원소 중 국부 부식 및 응력 부식 저항성 향상을 위해 첨가된 Mo은 고가일 뿐만 아니라 시그마( $\sigma$ )상의 형성과 475℃ 취성을 촉진하는 원소이므로 그 첨가량이 제한되고 있다. 시그마( $\sigma$ )상은 650 ~ 1,000℃의 고온에서 생성되는 매우 취약한 금속간 화합물로서 약 1 vol%만 생성되어도 듀플렉스 스테인리스강의 충격 인성과 내식성을 급격히 떨어뜨린다.
- <20> 따라서, 지금까지 제조시나 사용시 이러한 시그마의 형성을 억제하려는 많은 연구 개발이 수행되어 왔다. 이러한 종래의 연구 개발들을 분류하여 분석하면 다음과 같은 문제점이 있음을 알 수 있다.
- <21> 1) 39% Cr 함유 페라이트계 스테인리스강에 1~3% Al을 첨가하거나, Al과 Nb을 복합 첨가한 경우 시그마상 형성 속도가 지연됨과 동시에 시그마상 형성 온도 영역이 감소하여 시그마상의 석출 속도가 지연되는 것으로 보고되고 있으나 (K. Permachandra et al,



Materials Science and Technology, Vol. 8, p.2477(1997)), 오스테나이트 및 페라이트가 공존하는 듀플렉스 스테인리스강에 적용된 사례가 아니다.

- <22> 2) 스테인리스강에 Zr을 첨가할 경우 시그마상의 형성 속도가 감소하나, Al이나 Zr과 같은 합금원소는 강력한 페라이트 형성 원소로서 오스테나이트 상의 분율을 감소시키며, 질소를 함유하는 또 다른 형태의 금속간 화합물을 형성하여 내식성 및 기계적 성질을 저하시키는 문제점이 있다 (M.B. Cotrie et al, Metallurgical and Materials Transaction 28A (1997) 2477).
- <23> 3) 43 ~ 46% Cr 함유 페라이트 스테인리스강에 Sn을 첨가하면, 주석이 입계나 입계 삼중점 등의 시그마 상의 핵생성 자리에 석출되어, 시그마상의 형성속도가 감소하나, 주석 자체의 낮은 용점(232℃)에 기인하여 합금이 232℃ 이상의 고온에 노출될 경우 균열을 유발할 수 있는 가능성이 있으며, 더욱이 듀플렉스 스테인리스강에 적용된 사례가 아니다 (Costa et al, Physica Status Solidi, A 139(1993) 83).
- <24> 4) 오카모토(Okamoto) 등은 3%Mo + 2%W 함유 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강인 DP3W(UNS S39274)가 기존 상용 3.8%Mo 함유 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강인 SAF 2507, UR52N+, ZERON 100보다 850℃에서 10분간 시효 열처리시에 W 첨가에 의해 시그마상의 석출 속도가 지연되는 것을 공표하고 있으나, 대형 잉곳 및 슬라브를 열간압연할 경우 또는 대형 주물품을 용해 주조할 경우 취성이 강한 카이( $\chi$ )상 및
- <25> 시그마상( $\sigma$ )의 석출로 인해 내식성 및 기계적 성질이 저하되는 문제점이 나타나고 있다 (H. Okamoto et al, 4th International Conferences on Duplex Stainless Steels, (1994) Paper 91 and 미국특허 제 5,298,093호).

- <26> 특히, 상기 미국특허 제 5,298,093호는 W이 내식성 향상을 위해 대량(1.5% ~ 5.0%)으로 첨가되어도 금속간 상의 형성을 가속시키지 않는 효과가 있음을 밝혀내 W을 적극적으로 첨가하는 것을 가장 큰 특징으로 하면서, 다른 한편으로 황 및 산소를 고정하여 열간가공성을 향상시키기 위해 선택적으로 Ca, B, 및 REM 첨가할 수 있다고 개시하고 있는데, Ca, B, Mg을 각각 0.02% 이상 첨가하거나 REM(주로 Ce, La)을 0.2% 이상 첨가할 경우, 이들 합금원소가 산화물과 황화물을 형성함으로써 이들 비금속개재물이 공석이 시작되는 지점으로 작용하여 내식성 저하를 초래한다고 개시한다.
- <27> 한편, 상기 취성이 강한 금속간 상들의 생성을 억제하기 위하여 듀플렉스 스테인리스강의 열처리시에 급냉이 필수적이다. 이것은 듀플렉스 스테인리스강이 열처리 온도로부터 냉각될 때 금속간 상들의 석출 온도를 통과하며, 이 온도 구역에서의 냉각 속도가 충분히 빠르지 않다면 금속간 상들이 빠르게 석출하기 때문이다. 이와 같이 느린 냉각과정에서 금속간 상이 빠른 속도로 석출하면 매우 취약해지고 내식성도 크게 저하된다. 따라서, 금속간 상 석출을 억제시키기 위한 또 다른 종래의 기술로는 열처리시 냉각과정을 제어하여 금속간 상을 억제하려는 것들이 있다.
- <28> 일본 특허 출원 공개 평 5-271776호는 듀플렉스 스테인리스강을 열처리할 때 금속간 상 석출 냉각 속도를 초과한 속도로 금속간 상 석출 온도 구역 미만까지 급냉하고 다시 그 후에 금속간 상 석출 온도 구역 아래로 200℃ 이상 내려 5분간 유지하는 방법을 통하여 금속간 상의 석출을 억제시킬 수 있다고 개시한다.
- <29> 또한, 일본특허공보 소 62-6615호는 듀플렉스 스테인리스강이 주조를 통하여 기계 부품으로 제조되는 경우에 금속간 상을 억제시킬 수 있는 방법을 제공한다. 즉, 듀플렉스 스테인리스강으로 이루어진 기계 부품의 제조시에 통상적으로는 사형에 용강을 주입하여

응고시킨 후에 상온까지 방치하는 방법으로 제품을 만들지만, 금속간 상이 훨씬 석출하기 쉬운 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강으로 주물을 제조할 때에는 주조 후에 상온까지 냉각되는 과정 중에 페라이트상의 일부가 시그마상과 오스테나이트상으로 변태하여 시그마상에 의한 취화 현상이 나타나고 있으므로, 이러한 시그마상의 석출을 억제시키기 위하여, 상기 일본특허공보는 듀플렉스 스테인리스강 용강을 사형 또는 금형 등에 주입한 뒤 응고시킨 주조품이 1,000℃ 이상에서 주형을 제거하고 급냉하는 방법을 개시하고 있다. 스테인리스강이 열처리 온도로부터 냉각될 때 시그마상 석출 온도를 통과하며 이 온도 구역에서의 냉각 속도가 충분히 빠르지 않다면 시그마상이 빠른 속도로 석출하기 때문이다. 이와 같이 냉각 과정에서 시그마상이 석출하면 매우 취약해지고 내식성도 크게 저하된다.

<30> 그러나, 지금까지는 상술한 바와 같은 제 3 합금원소의 첨가나 열처리시 냉각과정의 제어에 의한 방법으로는 본 발명의 대상이 되는 슈퍼 듀플렉스계 스테인리스강에서 시그마상을 만족할 만한 수준으로 억제할 수 없었다.

#### 【발명이 이루고자 하는 기술적 과제】

<31> 본 발명은 원자반경이 큰 Ba, Y, Ce, La, Nd, Pr, Ta, Zr, Ti 등을 적정량 원자상태로 고용시켜 취성이 강한 금속간 상들의 확산 및 석출속도를 지연시키고 미세한 RE계 복합화합물 또는 Ba 산화물(Oxide)들이 Cr, Mo, Si, W의 확산을 추가적으로 저지(Blocking)해 줌으로써 금속간 상들의 석출 속도를 낮추고 석출량을 감소시킴에 따라 취성 방지 및 내식성을 향상시키는 것을 목적으로 한다.

- <32> 아울러, 본 발명은 Ti, Mg, Ca, Al 및 Ca+Al 을 이용한 통상적인 방법에 의한 적정 예비탈산과 더불어 MM(Mischmetal: 원자번호 57에서 71까지의 희토류 금속 형태의 혼합물로서 50% 이상의 Ce, 소정의 La, Nd 및 Pr과, 미량의 Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Sc와 1% 이하의 Fe으로 정의됨. 이하, 본 발명의 설명 및 실시예에서는 그 일례로 주성분이 51%Ce - 26%La - 15.5%Nd - 5.5%Pr이고 나머지는 Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Sc와 1% 이하의 Fe로 이루어지는 MM을 사용하였음, 이하 "MM"으로 나타냄), Y, Ce, La, Nd, Pr로 이루어지는 군 중에서 선택되는 하나 이상을 첨가함으로써 강의 제 특성에 악영향을 미치는  $Al_2O_3$ , MnS 비금속개재물의 단독생성을 방지하는 것을 목적으로 한다.
- <33> 아울러, 본 발명은 상기 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr로 이루어지는 군으로부터 선택되는 하나 이상의 희토류 합금원소(REM, 이하 화합물식에서 "RE"로 표시함)의 용강중의 용해도를 특정 범위로 제어함으로써, 용강내에 의도적으로 직경  $5\mu m$  이하의 희토류계 복합 화합물 「 $RExOy$  또는  $(RE, Al)xOy + RExOyS + RExSy$ 」을 생성시켜 응고시 수지상정 형성시 불균질 핵생성 사이트를 공급하여 응고조직을 미세화, 치밀화함과 동시에 Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si 등 용질원소의 편석을 강력하게 제어함으로써 기계적 특성, 물리적 특성 및 내식성을 향상시키는 것을 목적으로 한다.
- <34> 따라서, 본 발명은 종래 기술이 인식하지 못하였던 새로운 합금 원소의 첨가에 의해서 듀플렉스계 스테인리스강에서 시그마상을 포함하는 금속간 상의 형성을 현저하게 억제하고, 궁극적으로 양산시에 현저하게 생산 수율을 향상시키는 것을 목적으로 한다.

<35> 아울러, 본 발명은 시그마상을 포함하는 금속간 상의 석출속도를 크게 저하시켜, 내취화성을 개선, 균열 발생을 현저히 저하시킴으로써 주조 및 열간가공시 생산수율을 대폭 향상시키는 것을 목적으로 한다.

<36> 아울러, 주조상태에서 내식성 및 기계적 성질을 크게 저하시키는  $\sigma$  및  $\chi$  상들의 석출을 현저하게 억제함으로써, 향후 상술한 다양한 적용 분야에서 설비 부품을 필수적으로 접합할 경우 용접 열영향부에서도 마찬가지로 이들 석출상을 제어함으로써 내식성 및 기계적 성질을 크게 향상시켜 설비의 내구성을 한 단계 끌어올리는 것을 목적으로 한다.

#### 【발명의 구성 및 작용】

<37> 이에 본 발명은 다음과 같은 요지의 발명을 제공한다.

<38> (1) 중량%로, Cr: 21.0% ~ 38.0%, Ni: 3.0% ~ 12.0%, Mo: 1.5% ~ 6.5%, W: 0 ~ 6.5%, Si: 3.0% 이하, Mn: 8.0% 이하, N: 0.2% ~ 0.7%, C: 0.1% 이하, Ba: 0.0001~0.6%, 그리고 나머지는 철과 피할 수 없는 불순물로 이루어지고,

<39> 다음 식 ①로 정의되는 공식저항당량지수 PREW(Pitting Resistance Equivalent)가  $40 \leq \text{PREW} \leq 67$ 을 만족하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

<40>  $\text{PREW} = \text{중량}\% \text{Cr} + 3.3(\text{중량}\% \text{Mo} + 0.5 \text{중량}\% \text{W}) + 30 \text{중량}\% \text{N}$  ————— ①

<41> (2) 상기 (1)에 있어서, 상기 강은, 추가로 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 총량으로 0.0001 ~ 1.0% 함유하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.

- <42> (3) 상기 (2)에 있어서, 상기 Ba은 0.001 ~ 0.2%의 범위내로 첨가되는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <43> (4) 중량%로, Cr: 21.0% ~ 38.0%, Ni: 3.0% ~ 12.0%, Mo: 1.5% ~ 6.5%, W: 0 ~ 6.5%, Si: 3.0% 이하, Mn: 8.0% 이하, N: 0.2% ~ 0.7%, C: 0.1% 이하를 함유하고, MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 총량으로 0.0001 ~ 1.0% 함유하고, 그리고 나머지는 철과 피할 수 없는 불순물로 이루어지고,
- <44> 다음 식 ①로 정의되는 공식저항당량지수 PREW(Pitting Resistance Equivalent)가  $40 \leq \text{PREW} \leq 67$ 을 만족하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <45>  $\text{PREW} = \text{중량}\% \text{Cr} + 3.3(\text{중량}\% \text{Mo} + 0.5\text{중량}\% \text{W}) + 30\text{중량}\% \text{N}$  ----- ①
- <46> (5) 상기 (2) 내지 (4) 중 어느 하나에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종과, 강 중 Al, O 및 S의 용해도적 관계식  $[\text{MM}, (\text{Y}, \text{Ce}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Pr}) + \text{Al}] \cdot [\text{O} + \text{S}]$ 의 값이  $0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.
- <47> (6) 상기 (5)에 있어서, 상기 용해도적 관계식 값은 주물 제품의 경우,  $1 \times 10^{-5} \sim 5,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

- <48> (7) 상기 (5)에 있어서, 상기 용해도적의 관계식값은 열간 가공제품의 경우,  $0.1 \times 10^{-5}$  ~  $2,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <49> (8) 상기 (2) 내지 (4) 중 어느 하나에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종의 첨가 총량은 0.01% ~ 0.6%인 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <50> (9) 상기 (8)에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종의 첨가 총량은 0.2% ~ 0.5%인 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <51> (10) 상기 (1) 내지 (4)에 있어서, 상기 강은, 추가로 Ca: 0.5% 이하, Mg: 0.5% 이하, Al: 1.0% 이하, Ta: 0.5% 이하, Nb: 0.5% 이하, Ti: 1.5% 이하, Zr: 1.0% 이하, Sn: 1.0% 이하 및 In: 1.0% 이하로 구성되는 군에서 선택되는 원소를 하나 이상 함유하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.
- <52> (11) 상기 (1) 내지 (4)에 있어서, 상기 강은, 추가로 B: 0.1% 이하를 함유하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

- <53> (12) 상기 (1) 내지 (4)에 있어서, 상기 강은, 추가로 Cu: 3.0% 이하, Co: 3.0% 이하 중 하나 이상을 함유하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <54> (13) 상기 (1) 내지 (4)에 있어서, 오스테나이트상 및 페라이트상의 내식성 균형인  $[PREW(\gamma) - PREW(\alpha)]$  값이 -5 ~ 10 범위에 있는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <55> (14) 상기 (1) 내지 (4)에 있어서, 강 조직 중 페라이트상의 부피분율은 부피%로 20 ~ 70%이고, 오스테나이트상의 부피분율은 부피%로 30 ~ 80%인 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.
- <56> 본 발명자들은 최적의 합금설계에 의해 제작된 두께가 얇은 실험실 규모의 모재에서 내식성 및 기계적 성질을 현저하게 향상시킬 수 있다 하더라도, 양산시의 두께가 두꺼운 주조품 및 열간가공품에 대한 생산수율을 높이고, 이들 제품에서의 내식성 및 기계적 성질을 향상시키기 위해서는 별도의 고려가 선행되어야 한다는 전제하에, 이들 제품의 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성에 결정적 영향을 끼치는 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상등의 금속간 상의 거동을 심도 깊게 연구한 끝에 다음과 같은 사실을 밝혀냈다.
- <57> 즉, 본 발명자들은 금속간 상을 주로 유발하는 것으로 알려진 Cr, Mo, Si, W을 포함하는 듀플렉스 스테인리스강을 구성하는 기본합금원소인 Fe, Cr, Mo, Ni, W, Mn, Si 등의 원자반경에 비해 훨씬 큰 원자반경을 갖는 Ba, MM, Ce, La, Nd, Pr, Y 등의 합금원소를 첨가하는 경우, 이들 큰 원자반경을 갖는 합금원소 원자들이 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상들의 구성원소들인 Cr, Mo, Si, W의 확산 경로로 작용하는 원자공공(vacancy)을 매워 줌으로써, 특히 오스테나이트 및 페라이트 상경계와 페라이트의 결정립 등에서의 원자공



공을 메워줌으로써 1,000℃ ~ 650℃ 온도 구간에서의 이들 금속간 상 생성속도를 느리게 할 수 있을 뿐만 아니라 원자반경이 큰 상기 합금원소 원자들이 원자반경이 상대적으로 작은 Cr, Mo, Si, W의 확산을 저지(blocking)하여 금속간 상들의 석출속도를 저하시킬 수 있음을 밝혀내게 되었다.

<58> 아울러, 상기 원자반경이 큰 합금원소들은 Fe, Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si에 비해 열역학적으로 산화물 또는 산화황화물을 생성하는 자유에너지가 매우 낮기 때문에 제강시 직경 5  $\mu\text{m}$  이하의 미세하고 균일한 산화물(oxide) 및 산화황화물(oxy-sulfides)을 형성하는 것이 가능해, 이들 미세한 회토류계 복합 화합물 또는 Ba 산

<59> 화물(oxide)들이 1,000℃ ~ 650℃ 온도 구간에서 Cr, Mo, Si, W의 확산을 추가적으로 저지(blocking)하여 금속간 상의 석출속도를 낮출 수 있음을 밝혀내게 되었다.

<60> 또한, 일반적으로 MnS 비금속 개재물 자체는 기지금속보다 내식성이 열악하여 부식 지점으로 작용하나, 회토류계 비금속개재물은 그 자체가 기지금속보다 내식성이 월등히 우수하여 부식 지점으로 작용하지 않는다는 것을 밝혀내었다.

<61> 즉, 본 발명은 종래 듀플렉스 스테인리스강의 주요 합금원소들인 Fe(1.24Å)(괄호안의 숫자는 원자반경을 나타냄), Cr(1.25Å), Mo(1.36Å), W(1.37Å), Ni(1.25Å), Mn(1.12Å), Si(1.17Å)에 비해 큰 원자반경을 갖는 Ba(2.18Å)를 0.0001% ~ 0.6% 첨가함으로써 상술한 기구에 의해 금속간 상의 형성을 적극 억제하는 것을 중요한 특징으로 한다.

<62> 아울러, 본 발명은 상술한 종래 듀플렉스 스테인리스강의 주요 합금원소들인 Fe(1.24Å), Cr(1.25Å), Mo(1.36Å), W(1.37Å), Ni(1.25Å), Mn(1.12Å), Si(1.17Å)에 비해 큰 원자반경을 갖는 MM(Ce: 1.83Å, La: 1.88Å, Nd: 1.82Å, Pr: 1.83Å)의 주 원소들과 소

량의 Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Sc와 1% 이하의 Fe로 구성) 또는 이들 개별 순금속 원소인 Ce, La, Nd 및 Pr와 Y(1.82Å) 중 어느 하나 이상을 첨가하거나, 상기 Ba의 첨가에 부가하여 첨가함으로써 상술한 기구에 의해 금속간 상의 형성을 적극 억제하는 것을 또 다른 특징으로 한다. 이 때, 이러한 효과를 충분히 발휘하기 위해서는 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr으로 구성되는 군으로부터 선택되는 하나 이상의 중, 강 중 Al, O 및 S의 용해도적들의 관계식인  $[MM, (Y, Ce, La, Nd, Pr) + Al] \cdot [O + S]$ 를  $0.001 \times 10^{-5}$  내지  $30,000 \times 10^{-5}$ 의 범위로 제한하는 것을 특징으로 한다.

<63> 아울러, 이에 부가하여, 상기 합금원소에 비해 원자반경이 큰 Ca(1.97Å), Mg(1.6Å), Al(1.43Å), Ta(1.43Å), Nb(1.43Å), Ti(1.47Å), Zr(1.62Å), Sn(1.51Å), In(1.68Å) 중 하나 이상의 합금원소를 적정량 첨가하는 경우, 시그마( $\sigma$ ) 및 카이( $\chi$ )상 형성 억제에 관한 상술한 효과를 더욱 향상시킬 수 있다.

<64> 또한, 상기 원자 반경이 큰 합금원소에 부가하여 Fe, Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si 보다 월등히 원자 반경이 작아 이들 사이의 공간을 메워줄 수 있는 B이 추가로 첨가되는 경우, 상기 B은 원자 반경이 큰 원소들과 함께 시그마상과 카이상 등 석출상의 생성 속도를 더욱 저하시킬 수 있다.

<65> 또한, 내산성 및 강도 향상을 목적으로 Cu 및 Co 중 어느 하나 이상의 합금원소가 추가로 첨가될 수 있다.

<66> 이하에서, 본 발명에 따른 듀플렉스 스테인리스강에 첨가하는 제반 합금원소들의 역할과 화학 조성 범위의 제한 이유를 설명한다.

<67> 크롬(Cr): 21.0% ~ 38.0%

<68> 스테인리스강의 내식성 유지에 가장 중요하고 기본이 되는 원소이며 최소한의 내식성을 위해서는 12% 이상이 필요하나, 본 발명의 합금에서는 오스테나이트-

<69> 페라이트 2상 조직을 얻어야 하기 때문에 아래 식에서와 같이 정의되는 크롬 당량( $Cr_{eq}$ ) 및 니켈 당량( $Ni_{eq}$ )과 이에 의해 결정되는 오스테나이트/페라이트의 상비율을 고려하여 21% 이상의 크롬을 함유하여야 한다. 탄소, 질소, 니켈, 몰리브덴, 텅스텐, 규소, 망간 및 구리등의 균형에 따른 듀플렉스 스테인리스강을 제조하기 위해 상한값을 38%로 제한한다. 보다 바람직한 범위는 24% ~ 28%이다.

$$<70> Cr_{eq} = \%Cr + 2\%Si + 1.5\%Mo + 0.75\%W + 5\%V + 5.5\%Al + 1.75\%Nb + 1.5\%Ti \quad \text{-----} \quad \textcircled{2}$$

$$<71> Ni_{eq} = \%Ni + 0.5\%Mn + 30\%C + 0.3\%Cu + 25\%N + \%Co \quad \text{-----} \quad \textcircled{3}$$

$$<72> \text{오스테나이트상 분율(부피\%)} = 100 - [55 \times (Cr_{eq}/Ni_{eq}) - 66.1] \quad \text{-----} \quad \textcircled{4}$$

$$<73> \text{페라이트상 분율(부피\%)} = 55 \times (Cr_{eq}/Ni_{eq}) - 66.1 \quad \text{-----} \quad \textcircled{5}$$

<74> 아울러, 본 발명에 따른 듀플렉스 스테인리스강의 내식성을 극대화하기 위한 상비율 (phase ratio)의 바람직한 범위가, 후술하는 본 발명의 실시예에 의해 얻어졌는데, 페라이트상의 부피분율로 20 ~ 70부피%(오스테나이트상의 부피분율로는 30% ~ 80부피%)였다.

<75> 니켈(Ni): 3% ~ 12%

<76> 니켈은 오스테나이트 안정화 원소로서 내식성의 측면에서 전면부식 저항성을 증가시키는 유용한 원소이므로 적어도 3% 이상을 함유할 필요가 있다. 크롬 당량과

<77> 니켈 당량 관계를 고려하여 첨가하여야 하며 상비율과의 관계 및 고가의 재료임을 고려하여 3.0에서 12.0%로 제한된다. 보다 바람직한 범위는 6% ~ 9%이다.

<78> 몰리브데넘(Mo): 1.5% ~ 6.5%

<79> 몰리브데넘은 크롬과 함께 본 발명 합금의 내식성 유지에 중요한 원소로서 페라이트상을 안정화시키는 작용을 한다. 본 발명의 합금들에서는 오스테나이트-페라이트 듀플렉스 조직을 얻어야 하기 때문에 크롬 당량과 니켈 당량 및 상비율을 고려하여 1.5% 이상의 몰리브데넘을 함유하여야 한다. 특히 구리와 복합 첨가할 경우 고농도의 황산( $\text{SO}_4^{2-}$ ) 및 염산( $\text{Cl}^-$ ) 환경에서 내식성이 크게 향상된다. 소둔 상태에서는 기계적 성질 및 내식성의 측면에서 매우 유용하지만, 시효 열처리, 열간 압연 또는 용접등을 행할 경우에 악영향을 주는 시그마상 등의 금속간 상을 생성시키는 대표적인 원소이므로 크롬 당량과 니켈 당량 그리고 내식성 및 상안정성의 측면에서 그 양을 6.5% 이하로 제한한다. 보다 바람직한 범위는 2% ~ 6%이다.

<80> 텅스텐(W): 0 - 6.5%

<81> 텅스텐은 페라이트 안정화 원소로서 몰리브데넘과 화학적 특성이 유사한 동족 합금 원소로서 고농도의  $\text{SO}_4^{2-}$  및  $\text{Cl}^-$  이온 환경에서 내식성을 향상시켜주며, 예민화열처리 또는 용접 후에 취약한 시그마상 및 카이상의 석출 속도를 지연시켜 내

<82> 식성 및 기계적 성질을 개선시키는 유용한 원소이다. 그러나, 텅스텐은 고가의 합금원소 이면서 다량 첨가하면 금속간 화합물의 생성을 촉진시킬 수 있으므로 상안정성, 기계적 성질 및 내식성의 측면에서 텅스텐 함량을 6.5% 이하로 제한한다. 보다 바람직한 범위는 4.0% 이하이다.

<83> 규소(Si): 3% 이하

<84> 규소는 페라이트 조직을 안정화시키는 원소로서 용해 정련시 탈산 효과가 있고 내산성을 증가시키고 주물품 제조시 용강 유동성을 증가시켜 표면결함을 줄이는 원소이나 3%를 초과하면 취성이 강한 금속간 상들의 석출 속도를 증가시킬 수 있으며, 강의 인성과 연성이 저하된다. 내식성의 측면에서는 3.0% 이하가 바람직하다. 보다 바람직한 범위는 1.0% 이하이다.

<85> 망간(Mn): 8% 이하

<86> 망간은 값비싼 니켈을 대체할 수 있는 오스테나이트 안정화 원소이며, 질소의 고용도를 증가시키며, 고온 변형 저항성을 낮추는 원소이다. 질소 함량을 증가시켜 내식성을 향상시키고자 할 때 적절한 양의 망간은 필수적인 원소이다. 용해 정련시 탈산효과가 있지만 다량 첨가시 내식성이 저하되며, 취성이 강한 금속간 상들의 생성을 조장하기 때문에 그 상한값을 8% 이하로 제한한다. 보다 바람직한 범위는 1.0% ~ 3.0%이다.

<87> 질소(N): 0.2% ~ 0.7%

<88> 질소는 공식에 대한 저항성을 향상시키는 유용한 원소이며, 그 효과는 크롬의 약 30배 이상이다. 강력한 오스테나이트 안정화 원소로서 내식성의 측면에서 가장 중요한 원소 중 하나이다. 몰리브덴과 동시에 존재하면 상승 효과에 의하여 내식성을 크게 향상시킨다. 입계 부식 저항성의 향상을 목적으로 탄소 함량을 낮출 때 질소를 첨가하여 기계적 성질의 보상을 얻을 수 있으며, 크롬 탄화물의 생성을 억제하고 연신율의 감소없이 인장강도 및 항복강도를 높인다. 탄소, 크롬, 니켈, 몰리브덴 및 텅스텐 등과의 균형과 오스테나이트-페라이트 상비율을 고려하여 첨가하여야 하며, 내식성의 측면에서 0.2% 이상이 바람직하나, 0.7% 이상 다량 첨가시 주조성(Blowhole, Shrinkage) 및 압연성 등이 저하될 수 있다. 보다 바람직한 범위는 0.3% ~ 0.45%이다.

<89> 탄소(C): 0.1% 이하

<90> 탄소는 오스테나이트상을 안정화시키는 대표적인 원소로서 기계적 강도 유지에 매우 중요하다. 그러나 다량 첨가할 경우 탄화물 등이 석출하게 되어 부식 저항성을 악화시킬 수 있으므로 0.1% 이하, 바람직하게는 0.05% 이하로 제한하며, 시효시 내식성의 측면에서 0.03% 이하가 더욱 바람직하다.

<91> PREW 값: 40 내지 67

<92> 상술한 바와 같이 Cr, Mo, W 및 N의 함량을 제한하는 것에 부가하여, 본 발

<93> 명은 다음 식으로 정의되는 PREW 값을 40 내지 67 범위로 한정하는 것을 특징으로 한다.

$$\langle 94 \rangle \text{ PREW} = \text{중량}\% \text{Cr} + 3.3(\text{중량}\% \text{Mo} + 0.5 \text{중량}\% \text{W}) + 30 \text{중량}\% \text{N} \quad \text{-----} \quad \textcircled{1}$$

$\langle 95 \rangle$  상기 하한값이 미만에서는 충분한 내식성이 확보될 수 없고, 상기 상한값을 초과하는 경우 금속간 상의 생성 가능성이 높아지는 등의 문제점이 있다. 바람직하게는 상기 PREW 값은 45 이상이어야 한다.

$\langle 96 \rangle$  아울러, 본 발명에 따른 듀플렉스 스테인리스강의 내식성을 극대화하기 위한 상간의 내식성 균형 「 $\text{PREW}(\alpha) - \text{PREW}(\gamma)$ 」의 바람직한 범위가, 후술하는 본 발명의 실시예에 의해 -5 내지 10로 얻어졌다.

$\langle 97 \rangle$  바륨(Ba): 0.0001% ~ 0.6%

$\langle 98 \rangle$  전술한 바와 같이, 바륨은 본 발명에서 가장 핵심적인 원소 중의 하나이며, 원자반경이 2.18Å으로 듀플렉스 스테인리스강의 다른 합금원소(Fe, Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si 등)들에 비해 원자반경이 월등히 큰 바륨은 취성이 강한 금속간 상 형성원소들의 확산 제지를 위한 장벽으로 작용함으로써 확산속도 및 석출속도를 저하시키고 석출량을 감소시키는 데 큰 효과가 있다. 또한 고용 원자 또는 산소와 결합하여 산화물을 형성시켜  $\sigma$ ,  $\chi$ 상의 석출 속도를 늦출 수도 있다. 이들의 효과를 얻기 위해서는 최대 0.6% 이하가 필요하며, 0.6%를 초과하는 경우 경제적이지 못할

- <99> 뿐 아니라 입계에 바륨이 다량으로 석출하여, 고온에서의 입계 강도를 저하시켜, 고온 균열 감수성의 개량 효과를 상쇄시키므로 상한 값을 0.6%로 제한한다. 한편, 0.0001% 미만에서 그 첨가효과를 기대할 수 없다.
- <100> 아울러, MM, Y, Ce, La, Nd, Pr로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 합금원소 또는 Zr, Ta, In, Mg, Ti 등 원자반경이 큰 제 3의 원소가 복합첨가되는 경우, 상기 효과를 발휘하기 위한 Ba의 바람직한 첨가량은 0.001% ~ 0.2% 범위이다.
- <101> 미쉬메탈(MM), 희토류 순금속들인 Y, Ce, La, Nd, Pr: 0.0001% ~ 1.0%
- <102> 미쉬메탈(전술한 바와 같이, 본 발명의 설명 및 실시예에서는 그 일례로 51%Ce-26%La-15.5%Nd-5.5%Pr의 주 원소들과 Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Sc와 1% 이하의 Fe로 구성되는 MM을 사용함) 형태로 첨가되거나 또는 각기 단독으로 첨가될 수 있는 희토류 순금속들인 Y, Ce, La, Nd, Pr들은 본 발명에서 바륨과 함께 복합 첨가되거나 바륨 첨가없이 첨가될 수 있는 본 발명에서 가장 핵심적인 합금원소 중의 하나이다. 본 발명에서 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 합금 원소를 첨가하는 경우, 강의 제 특성에 악영향을 미치는  $Al_2O_3$ , MnS 비금속개재물의 단독생성을 방지하고 용강내에서 직경  $5\mu m$  이하의  $RExOy$  또는  $(RE, Al)_xOy + RExOyS + RExSy$  희토류계 복합 화합물을 생성하고 응고시 불균질 핵생성 사이트로 작용하여 응고조직을 미세화 치밀화함과 동시에 용질
- <103> 원소의 편석을 강력하게 제어함으로서 기계적 특성, 물리적 특성 및 내식성을 향상시킨다.



- <104> 또한, 본 발명의 큰 특징으로 있는 용강내 원자상태로 잔류시킨 원자반경이 큰 잉여의 Y, Ce, La, Nd, Pr, Ba, Zr, Ti 등은 취성이 강한 금속간 상들의 확산 및 석출속도를 지연시키는 매우 효과적이다. 이 외에 용접성, 고온내산화성, 절삭성 및 고온 가공성 등의 향상에 매우 중요한 원소로서 0.0001~1.0%로 한정한다. 1.0% 이상 다량 첨가는 경제적이지 못할 뿐 아니라 제 특성에 악영향을 미치고 0.0001% 이하 첨가는 상기 첨가 효과를 기대할 수 없다.
- <105> 아울러, 본 발명강에 있어 회토류계 복합 화합물( $RExOy$  또는  $(RE,Al)xOy + RExOyS + RExSy$ )의 응고시 수지상정 형성의 불균질 핵생성 사이트로의 작용에 의한 응고조직 미세화 치밀화에 따른 용질원소 편석 영역의 미세 균일화와 잉여의 Y, Ce, La, Nd, Pr, Ba, Zr, Ti 등이 금속간 상의 형성 원소인 Cr, Mo, Si, W 의 확산을 억제하여(Blocking) 금속간 상들의 석출속도를 저하시키는 효과에 의한 상기 특성을 최대한 발휘하기 위해서 용강내 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr로 이루어지는 군으로부터 선택되는 하나 이상의 합금원소, 강 중 Al, O 및 S의 용해도적의 관계식값  $[MM, (Y, Ce, La, Nd, Pr) + Al] \cdot [O + S]$ 을  $0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5}$ 의 범위로 제한한다. 상기 용해도적의 관계식값이  $0.001 \times 10^{-5}$  미만인 경우 본 발명이 추구하는 응고조직 제어 및 용질원소편석 저감과 금속간상들의 형성 억제 효과가 미미하며, 상기 용해도적의 관계식값이  $30,000 \times 10^{-5}$ 을 초과할 경우, 회토류계 복합 화합물이 과도하게 생성되어 발명강의 기계적 성질, 물리적 성질 및 내식성이 저하된다. 더욱 바람직하게는 주물제품의 경우,  $1 \times 10^{-5} \sim 5,000 \times 10^{-5}$ 로, 열간 가공제품의 경우,  $0.1 \times 10^{-5} \sim 2,000 \times 10^{-5}$ 로 상기 용해도적의 관계식값을 제한하는 것이 좋다.
- <106> 또한, 미쉬메탈 첨가량의 바람직한 범위는 0.01 내지 0.6%, 더욱 바람직한 범위는 0.2 내지 0.5%이다.

<107> 칼슘(Ca): 0.5% 이하

<108> 칼슘은 탈산 원소이고, 내취화성 및 고온 변형 저항성을 감소시키며, 절삭 저항시에 절삭 저항을 감소시키는 유용한 원소이다. 과량 첨가시에 강의 청정도를 감소시키고 내식성을 저하시키므로 그 함량 범위를 0.5%로 하는 것이 바람직하다.

<109> 알루미늄(Al), 산소(O) 및 황(S)

<110> 알루미늄은 페라이트 안정화원소로서 내산화성 및 내취화성을 향상시켜 주는 유효한 원소이다. 또한 강에 첨가시에 탈산 효과가 있기 때문에 강의 청정도를 높이며, 고온 변형 저항성을 감소시키는 유효한 원소이기 때문에 첨가 범위를 1.0% 이하로 첨가하는 것이 바람직하다.

<111> 아울러, 강 중에는 산소(O) 및 황(S)이 불가피하게 함유되는데, 이들은 응고과정시 균열을 발생시키거나 제품 완성후 연성을 저하시켜 재료 취성의 원인이 되므로 가능하면 그 함유량을 억제하는 것이 좋다. 주물품의 경우 산소를 200 ppm 이

<112> 하로, 황을 50 ppm 이하로 억제하는 것이 좋고, 단조품의 경우 산소를 100 ppm 이하로, 황을 20 ppm 이하로 억제하는 것이 좋다.

<113> 티타늄(Ti): 1.5% 이하

<114> 티타늄은 용해 정련시 탈산 효과가 있으며, 티타늄 황화물을 형성시켜 기계가공성을 향상시킨다. 입계부식 저항성을 개선시키기 위해 탄소량과의 관계를 고려하여 첨가할 수

있다. 예민화열처리후의 염소 이온이 포함된 환경에서의 내식성을 향상시키기 위해 최대 1.5% 이하로 첨가할 수 있다.

<115> 마그네슘(Mg):0.5% 이하, 탄탈늄(Ta):0.5% 이하, 나이오븀(Nb):0.5% 이하, 지르코늄(Zr):1.0% 이하, 주석(Sn):1.0% 이하, 인듐(In):1.0% 이하

<116> 이미 본 발명자들에 의하여 밝혀진 바와 같이, Fe, Cr, Mo, W에 비해 원자반경이 큰 Ca(1.97Å), Al(1.43Å), Ti(1.47Å) 이외에 Mg(1.6Å), Ta(1.43Å), Nb(1.43Å), Zr(1.62Å), Sn(1.51Å), In(1.68Å)은  $\sigma$  및  $\chi$ 상 형성 억제에 효과적이므로 마그네슘 0.5% 이하, 탄탈늄 0.5% 이하, 나이오븀 0.5% 이하, 지르코늄 1.0% 이하, 주석 1.0% 이하, 인듐 1.0% 이하로 제한한다.

<117> 상기 제한 범위를 초과한 경우는 경제적이지 않을 뿐만아니라 입계 취화를 야기시켜 주조성 및 열간가공성을 저해한다.

<118> 붕소(B): 0.1% 이하

<119> 붕소는 내취화성 및 고온 변형 저항성을 감소시키는 효과가 있으며, 용접시에 용접 고온 균열을 억제시켜 준다. 질소와 복합 첨가될 경우 저용점의 붕소 질화물이 형성되어 절삭가공성을 향상시킨다. 붕소는 특히 Fe, Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si 보다 원자반경이 월등히 작아 미세한 틈을 메워줌으로서 원자반경이 큰 합금원소와 공존시  $\sigma$ ,  $\chi$ 상 등 석출상의 생성 속도를 더욱 저하시킬 수 있다. 함량 범위를 0.1% 이하로 하는 것이 바람직하다.

<120> 구리(Cu): 3% 이하

<121> 구리는 오스테나이트 안정화원소로서 내식성 측면에서 유용한 원소로서 작용한다. 특히 몰리브덴과 복합 첨가할 경우 고농도 황산 및 염산에서 내산성을 대폭 향상시키며, 분극 저항성 측면에서 부식전류밀도, 부동태화전류밀도, 임계전류밀도 및 수소방출 교환전류밀도를 낮추며, 수소방출과전압을 증가시켜 내산성이 향상된다. 아울러 구리는 치환형 고용체 강화 효과를 유발하여 인장강도 및 항복강도를 높인다.

<122> 상비율과 크롬, 몰리브데늄 등의 원소와의 적절한 비율이 맞지 않으면 공식에 대한 저항성을 약화시킬수 있다. 가공경화속도를 느리게 하여 절삭가공성을 향상시키는 중요한 원소이다. 3% 이상 첨가하면 적열취성을 유발하므로 최대 3% 이하로 제한한다.

<123> 코발트(Co): 3.0% 이하

<124> 코발트는 오스테나이트 안정화 원소로서 Ni을 대체할 수 있으며, 내식성 및 강도 향상에 유효한 원소이나 고가이다. 상비율 및 상간의 내식성 균형을 위해 최대 3.0% 이하로 제한한다.

<125> 실시예 1: 발명강의 제조 및 실험방법

<126> 본 발명에 따른 최적의 합금 설계 방안 및 그 제조 방법은 다음과 같다. 합금설계방안은 관계식 ①의 공식당량지수 PREW, 상간의 내식성 균형에 대한  $[PREW(\gamma) - PREW(\alpha)]$ ,

관계식 ②의 크롬 당량  $Cr_{eq}$ , 관계식 ③의 니켈 당량  $Ni_{eq}$  등의 합금 설계인자들을 최적  
으로 조합하여 표 2 및 표 4에 결과값을 나타내었다.

<127> 본 발명강은 크롬 당량과 니켈 당량을 관계식 ② 및 ③에 의거하여 계산하고 조성을 결정  
한 뒤, 순수한 상업용 품위를 갖는 Fe, Cr, Mo, Ni, W, Cu, Si, Mn, Fe-Cr-N 등 본 발  
명의 청구범위내 성분조성으로 고주파 유도로를 이용하여 용강을 용해 후 용강 탈산을  
Ti 또는 Mg 또는 Al 또는 Ca 또는 Al+Ca 복합탈산에 의한 통산적인 방법에 의한 탈산을  
행한 후 주조재 시편은 대기 중에서, 열간압연 시편은 진공 및 질소 가스 분위기하에서  
마그네시아 도가니에서 용해하였다.

<128> 또 다른 방법으로 상기 본 발명의 청구 범위 내 성분으로 제조된 용강에서 용강 탈산을  
Al 또는 Ca 또는 Al+Ca 복합탈산에 의한 통산적인 방법으로 예비 탈산을 행한 후 본 발  
명자들이 의도하는 적량의 Ba 산화물 또는 희토류계 복합 화합물( $RExOy$  or  
(RE,Al) $xOy$ + $RExOyS$ + $RExSy$ )을 생성시키기 위하여 Ba 또는 MM, Y,

<129> Ce, La, Nd, Pr으로 이루어지는 군 중 하나 이상을 첨가하여 용강내 용해도적을  
 $[MM(Y,Ce,La,Nd,Pr)+Al] \cdot [O+S] = 0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5}$  의 범위로 하는 제강방법에 의  
하여 용강을 제조하였다.

<130> 그 뒤 판형 세라믹 몰드에 용탕을 주입하여 25Kg 중량의 판형 주조재 (두께 9mm)를 제  
작하였으며, 열간압연 판재는 충분히 예열된 4각 스틸 몰드에 용탕을 주입하여 30Kg 중  
량의 잉고트를 제작하였다. 열간압연용 잉고트는 연삭 또는 기계 가공을 행하여 적절한  
크기로 잉고트를 가공한 뒤, 1,250℃에서 소킹(soaking)하고 후 6mm 두께까지 열간 압연  
을 행하였다. 고용화열처리는 주조재 및 열간압연 판재 모두 1,050~1,150℃의 범위에서

행하였다. 이렇게 고용화열처리된 발명강에 대한 화학조성을 비교강 및 종래강과 대비하여 표 1a 및 표 1b에 나타내었다.

- <131> 고용화 열처리재 및 850℃에서 30분 시효 열처리재에 대한 제반특성을 평가하기 위하여 미세조직, X선 회절 시험, 양극분극시험, 임계공식온도, 임계틈부식온도 및 기계적 성질을 측정하였다.
- <132> 미세조직을 관찰하기 위해 SiC 연마지로 2,000 grit 까지 연마하고 알루미나를 사용하여 최종적으로 연마한 후, 무라카미(Murakami)(30g  $K_3Fe(CN)_6$  + 30g KOH + 증류수 100ml) 수용액을 사용하여 80℃에서 행하였으며 에칭 후에 아세톤과 증류수에서 초음파 세척 후 광학현미경으로 관찰하였다.
- <133> 850℃에서 30분 동안 시효 열처리에 의해 석출된  $\sigma$ ,  $\chi$  상의 확인을 위하여 X-선 회절 시험을 행하였다. 사용된 장치는 Rikagu D/MAX-B 이며 가속전압 35kv와 전류 35mA에서 분석하였으며, Cu 타겟에 Ni 필터를 사용하였다. 조직관찰 결과 석출상이 가장 많은 시편들을 30° ~ 120°사이에서 12°/min.의 속도로 분석한 뒤, 석출상의 피크(peak)가 집중되어 있는 40° ~ 50°사이에서 1°/min.으로 정밀 분석하였다.
- <134> 양극분극시험은 ASTM G5를 이용하였으며, 시험은 탈기한 50℃, 70℃의 0.5N HCl+1.0N NaCl 혼합 용액에서 1mV/sec 주사속도로 행하였다.
- <135> 임계공식온도는 ASTM G 48A-92에 의해 측정되었고 임계틈부식온도는 ASTM G 48D에 따라 측정되었다.
- <136> 재료의 경도를 측정하기 위해 600 grit 까지 연마한 후, 로크웰(Rockwell) 경도계를 사용하여 C-scale로 측정하였다.

<137> 실시예 2: 시효재 미세조직 비교

<138> 도 1a 내지 1f는 850℃에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명강 3(도 1a), 7(도 1b), 28(도 1c), 비교강 39(도 1d), 종래 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 UR 52N+(도 1e) 및 SAF 2507 (도 1f)에 대한, 취성이 강하고 내식성 및 기계적 성질을 저하시키는 금속간 상인 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상의 석출 정도를 나타낸 미세 조직 사진이다. 그림에서 밝은 부분은 "오스테나이트상"이고, 어두운 부분은 시효 열처리시에 "페라이트 상"이 "시그마상 + 오스테나이트상"으로 분해된 것을 나타낸다. 금속간 상의 석출 정도의 순위는, "발명강 3 = 발명강 7 = 발명강 28 < 종래강 UR 52N+ < 종래강 SAF 2507 < 비교강 39"로서, 본 발명에 따른 강 3, 7,

<139> 28은 종래강 UR 52N+, SAF 2507 및 비교강 34에 비해 금속간 상들의 석출이 현격하게 감소되어 내취화성이 대폭 향상되었음을 확인할 수 있었다.

<140> 실시예 3: X 선 회절 분석 시험

<141> 도 2a 내지 2d는 850℃에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명강 3(도 2a), 비교강 39(도 2b), 종래 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 UR 52N+(도 2c), SAF 2507(도 2d)에 대한, 취성이 강하고, 내식성 및 기계적 성질을 저하시키는 금속간 상인 시그마( $\sigma$ ) 및 카이( $\chi$ )상의 석출 정도를 나타낸 X선 회절 분석 실험의 결과이다. 상기 도면에서 본 발명강 3은 비교강 26 및 종래강 UR 52N+, SAF 2507 보다  $\sigma$ 상은 전혀 석출되어 있지 않음을

알 수 있으며,  $\chi$  상은 약간 미미할 정도로 석출되어 내취화성이 대폭 향상되었음을 확인할 수 있었다.

<142> 실시예 4: 주조된 상태에서의 마크로 조직과 마이크로 조직 비교

<143> 도 3a 내지 도 3d는 주조된 상태에서의 본 발명의 응고조직제어, 용질원소편석제어 및 금속간상 생성제어기술에 의하여 제조된 발명강 7과 비교강 39의 잉고트( $\phi 110\text{mm} \times L 550\text{mm}$ ) 중간부의 마크로 조직(도 3a 및 도 b)과 마이크로 조직(도 3c 및 3d)을 나타낸 것이다.

<144> 용강내 MM(Ce,La,Nd,Pr) 및 Al 과 O, S 의 용해도적인  $[\text{MM}+\text{Al}] \cdot [\text{O}+\text{S}]$ 가

$867.2 \times 10^{-5} [\%]^2$  인 발명강 7(0.26%MM, 0.011%Al, 0.025%O, 0.007%S)의 마크로

<145> 조직(도 3a)은 MM 및 Al이 첨가되지 않아 용해도적이 제로인 비교강 39(0.015%O,

0.007%S)의 마크로 조직(도 3b)에 비해 주상정의 성장이 억제된 미세한 등축정 조직으로 치밀한 응고조직을 가지고 V 편석부와 역 V 편석부가 거의 존재하지 않는 양호한 조직을 나타냄을 확인할 수 있었다.

<146> 아울러, 발명강 7의 마이크로 조직(도 4c)은 비교강 39의 마이크로 조직(도 4d)에 비해 내식성 및 기계적 성질을 저하시키는 금속간 상인 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상의 석출이 현저하게 억제되어 있고, 오스테나이트 및 페라이트 상이 크기가 미세함을 확인할 수 있었다.

<147> 실시예 5: 주조된 상태에의 양극분극시험 결과



<148> 도 4는 고용화 열처리를 하지 않은 주조된 상태에서의 본 발명강 3, 7, 18, 28과 비교강 39와의 양극분극저항성 실험 결과를 나타낸 것이다. 공식 저항성 순위는 아래와 같다.

<149> 발명강 7 > 발명강 3 > 발명강 28 ≥ 발명강 18 > 비교강 39

<150> 실시예 6: 임계공식 및 틸부식온도 측정 결과

<151> 도 5는 고용화 열처리된 본 발명강 3, 7, 18, 28과 종래 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강인 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100, 종래 범용 듀플렉스 스테인리스강 SAF 2205, 종래 상용 슈퍼 오스테나이트 스테인리스강 SR-50A, 종래 범용 오스테나

<152> 이트 스테인리스강 AISI 316L의 임계공식온도를 비교해 나타낸 것이다. 임계공식온도가 클수록 공식 저항성이 우수하므로 발명강과 종래강의 내식성 순위를 아래와 같이 나타낼 수 있다.

<153> 발명강 7 = 발명강 18 = 발명강 28 > 종래강 SR-50A > 발명강 3 > 종래강 UR 52N+ = 종래강 ZERON 100 > 종래강 SAF 2507 > 종래강 SAF 2205 > 종래강 AISI 316L

<154> 본 발명에 따른 강들인 7, 18, 28의 공식저항성은 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강인 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100보다 월등히 우수하고, 값비싼 슈퍼 오스테나이트 스테인리스강인 종래강 SR-50A보다 우수한 내식성을 나타내었다. 본 발명강들은 비교강 및 종

래강에 비해 임계공식온도가 월등히 높기 때문에 임계틈부식온도도 표 2에 나타난 바와 같이 높게 측정되어 틸부식 저항성이 대폭 향상되었음을 확인할 수 있었다. 이들의 임계 공식온도 및 임계틈부식온도값이 표 2에 자세히 나와 있다.

<155> 실시예 7: 고용화 열처리재의 양극분극시험 결과

- <156> 도 6a 내지 6c는 고용화 열처리된 본 발명강 3, 7, 18, 28의 양극분극저항성 실험결과(도 6a)와 종래 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100의 양극분극저항성 실험결과(도 6b) 및 종래 상용 슈퍼 오스테나이트 스테인리스강 AL-6XN, SR-50A, 254SMO의 양극분극저항성 실험결과를 비교하여 나타낸 것이다. 공식 저항성 순위는 아래와 같다.

$$\begin{aligned} <158> \text{발명강 18} = \text{발명강 28} = \text{종래강 SR-50A} > \text{발명강 7} > \text{발명강 3} \geq \text{종래강 AL-6XN} > \\ &\text{종래강 254SMO} \geq \text{종래강 UR 52N+} = \text{SAF 2507} = \text{ZERON 100} \end{aligned}$$

<159> 실시예 8: 시효재(850℃x10분)의 양극분극시험 결과

- <160> 도 7a 및 7b는 850℃에서 10분 동안 시효 열처리된 본 발명강 3, 7, 18, 28의 양극분극 저항성 실험결과(도 7a)와 종래 상용 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100의 양극분극저항성 실험결과(도 7b)를 비교하여 나타낸 것이다. 공식 저항성 순위는 아래와 같다.

<161> 발명강 3 = 발명강 7 = 발명강 18 > 발명강 28 > 종래강 ZERON 100 >

<162> 종래강 SAF 2507 > 종래강 UR 52N+

<163> 상기 결과로부터, 본 발명에 따른 강 3, 7, 18은 종래 강 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100보다 시효 열처리시에 금속간 상인 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상의 석출 속도 지연에 따라 공식 저항성이 향상되었음을 확인할 수 있었다.

<164> 실시예 9: 시효재(850℃x30분)의 양극분극시험 및 경도 측정 결과

<165> 도 8a 및 8b는 850℃에서 30분 동안 시효 열처리된 본 발명강 3, 7, 18, 28의 양극분극 저항성 실험결과(도 8a)와 종래 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100의 양극분극저항성 실험결과(도 8b)를 비교하여 나타낸 것이다. 공식 저항성 순위는 아래와 같다.

<166> 발명강 7 > 발명강 3 > 발명강 28 = 발명강 18 = 종래강 SAF 2507 = 종래강 ZERON 100 > 종래강 UR 52N+

<167> 상기 결과로부터, 본 발명강 3, 7은 종래강 UR 52N+, SAF 2507, ZERON 100 보다 시효 열처리시에 금속간 상인 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상의 석출 속도 지연에 따라 공식저항성이 대폭 향상되었고, 발명강 28, 18은 종래강과 동등 이상의 공식 저항성을 나타냄을 확인할 수 있었다.

- <168> 850℃에서 30분동 안 시효(Aged) 열처리된 본 발명강들의 경도값( $H_A$ )에서 고용화열처리된(Solution Annealed) 본 발명강들의 경도값( $H_{S.A.}$ )을 뺀 경도값의 변화( $\Delta H = H_A - H_{S.A.}$ )를 표 2에 나타내었다. 일반적으로 경하고 취성이 강한 시그마( $\sigma$ )상 및 카이( $\chi$ )상이 많을수록  $\Delta H$ 값은 크게 되며, 이로 인해 내식성 및 강도, 연신율, 충격강도값이 크게 저하된다. 본 발명강들의  $\Delta H$ 값은 금속간 상들의 석출 속도 지연에 기인하여 0.1 ~ 1.9 정도로 작게 측정된 반면에, 비교강들은 10.3 ~ 16.2로, 종래강들은 5.6 ~ 6.2로 측정되었다. 따라서, 본 발명강들은 비교강 및 종래
- <169> 강보다 내취화성이 대폭 개선되었음을 확인할 수 있었다.

<170> 실시예 10: 기계적 성질

- <171> 표 3은 대기 유도 용해된 주물재를 1,130℃에서 고용화 열처리 후 인장시험을 수행하여 항복강도, 인장강도 및 연신율을 나타낸 것이다. 본 발명강은 비교강에 비해 기계적 성질이 우수함을 알 수 있다.

<172> 실시예 11: 열간압연 판재의 특성

- <173> 표 5는 진공 및 질소 분위기하에서 용해·주조 후 열간 압연된 판재에 대한 임계공식온도, 기계적 성질 및 열간 가공성을 나타낸 것이다. 앞서 설명된 대기중에서 용해 주조된 발명강에 비해 건전한 미세조직을 갖는 열간압연 판재의 임계공식온도 및 기계적 성질이 10% 이상 향상되었음을 알 수 있다. 열간 가공성은 비교재에 비해 열간 압연시에 에지(edge)에서 균열 발생이 적어 양호함을 확인할 수 있었다.

&lt;174&gt; 【표 1a】

본 발명강, 비교강 및 종래강의 성분조성 (단위: wt.%)

구분 <sup>1)</sup>	C	Cr	Ni	Mo	W	N	Cu	Mn	Si	MM <sup>2)</sup> or Ce, La, Nd, Pr, Y	Ba	Ta	Zr	B	기 타
○ 1	0.015	29.0	7.0	1.7	3.0	0.43	0.01	3.0	0.82	Y:0.45	-	-	0.02	0.0015	Sn:0.01, Nb:0.01, Mg:0.01, Co:0.01, In:0.01
○ 2	0.020	25.3	7.1	3.9	0.7	0.27	0.80	0.8	0.32	Ce:0.02, La:0.02	0.08	-	1.0	0.0021	-
○ 3	0.017	27.0	7.4	2.4	3.1	0.40	0.02	1.6	0.55	MM:0.32	-	-	-	0.0028	-
○ 4	0.015	21.0	7.0	6.4	3.2	0.36	0.05	2.1	0.37	Nd:0.24	0.40	-	-	-	Nb:0.04, Mg:0.02
○ 5	0.014	27.1	7.3	2.7	2.9	0.33	0.04	1.7	0.36	MM:0.25	0.09	-	-	0.0050	-
○ 6	0.012	26.6	5.2	2.6	3.9	0.34	2.30	2.2	0.34	Pr:0.4	0.02	-	0.01	0.0019	In:0.42
○ 7	0.021	26.3	7.3	2.6	3.0	0.36	0.08	1.4	0.59	MM:0.26	0.07	-	-	0.0024	-
○ 8	0.014	30.0	9.6	2.8	1.8	0.44	0.04	2.8	0.60	Y:0.3, Pr:0.2	0.02	0.004	0.05	-	Sn:0.56
○ 9	0.017	27.3	7.4	2.5	3.0	0.41	0.06	1.6	0.55	MM:0.12	-	-	-	0.10	Ti:0.04
○ 10	0.012	27.0	7.0	2.4	3.2	0.35	0.07	2.2	0.32	Ce:0.12	-	-	0.20	-	Mg:0.48, Ti:0.7
○ 11	0.014	27.2	7.1	2.2	2.8	0.36	0.09	1.8	0.40	La:0.22	0.01	-	-	-	Mg:0.22
○ 12	0.016	27.1	7.3	2.3	3.1	0.40	0.01	1.8	0.57	MM:0.22	-	0.26	-	0.0500	Co:0.02
○ 13	0.012	26.8	6.9	2.5	3.0	0.32	0.05	2.0	0.31	MM:0.29	0.03	-	-	0.0030	-
○ 14	0.014	35.0	10.0	1.8	5.9	0.50	0.03	1.2	0.36	MM:0.86	-	-	-	-	-
○ 15	0.023	26.2	8.5	5.4	3.3	0.22	2.70	0.7	0.97	-	0.60	-	-	-	-
○ 16	0.015	23.7	8.7	5.6	0.4	0.26	0.02	1.1	0.56	-	0.30	-	-	0.0050	-
○ 17	0.020	27.2	6.3	2.6	3.2	0.36	1.50	2.0	0.38	MM:0.26	0.07	-	-	0.0021	Mg:0.02, Co:0.02
○ 18	0.017	27.3	7.2	4.5	-	0.39	0.04	2.0	0.64	MM:0.32	-	-	-	0.0020	-
○ 19	0.020	25.1	7.0	3.8	0.2	0.26	0.03	0.5	0.25	Ce:0.2, La:0.07	0.05	-	-	-	Mg:0.04, Co:0.06
○ 20	0.028	24.1	8.7	5.7	0.2	0.25	0.06	1.0	0.48	MM:0.46	0.50	-	-	0.0050	-
○ 21	0.034	24.0	7.6	5.5	-	0.26	2.00	1.2	0.75	MM:0.62	-	-	0.04	0.0050	Ti:0.80, Sn:0.02, In:0.04
○ 22	0.025	24.2	8.7	5.3	0.3	0.26	0.07	1.2	0.80	-	0.05	0.45	-	0.0080	Ti:0.02
○ 23	0.020	24.0	8.7	5.7	-	0.24	0.08	0.9	0.54	MM:0.21	-	-	-	0.0030	Nb:0.5, Co:0.04
○ 24	0.024	24.0	8.1	5.6	0.2	0.23	0.04	1.4	0.44	MM:0.32	-	-	0.50	0.0040	-
○ 25	0.015	23.5	10.0	5.4	0.2	0.25	0.02	1.1	0.45	MM:0.46	-	-	-	0.0020	Co:0.45, In:0.01
○ 26	0.017	23.7	8.7	5.5	-	0.25	0.01	2.8	0.53	Ce:0.6	0.01	0.01	0.01	0.0010	Sn:0.01, In:0.01, Mg:0.01, Co:0.01, Nb:0.01
○ 27	0.047	26.8	8.4	5.0	0.3	0.35	0.06	2.7	0.73	Nd:0.2, Pr:0.2, Y:0.1	0.10	-	0.02	0.0040	-
○ 28	0.014	26.7	7.4	4.6	0.2	0.34	0.07	1.6	0.43	MM:0.25	0.06	-	-	0.0050	-
○ 29	0.018	34.5	10.0	1.5	0.4	0.37	0.05	1.1	0.41	Ce:0.2, La:0.2, Nd:0.2, Pr:0.2, Y:0.1	-	0.02	-	0.0022	Co:0.04, Nb:0.02
○ 30	0.020	27.1	6.4	4.5	-	0.36	1.60	2.2	0.56	MM:0.26	0.07	-	-	0.0018	-
○ 31	0.019	25.7	3.2	2.8	3.9	0.40	2.4	2.7	1.0	Ce:0.02, La:0.02	0.01	-	0.01	-	Sn:0.8, Co:1.4
○ 32	0.022	34.0	12.0	2.1	6.5	0.50	0.03	1.2	2.9	MM:0.03	0.02	-	-	0.0200	In:0.9
○ 33	0.014	23.6	7.0	5.4	0.22	0.25	0.02	1.2	2.2	La:0.04	0.01	0.01	-	-	Co:2.9
○ 34	0.018	37.5	12.0	1.52	0.41	0.37	0.05	1.6	1.1	Nd:0.02	0.02	-	-	0.0800	Mg:0.47
○ 35	0.015	25.3	7.1	3.7	0.21	0.27	0.04	0.6	0.3	MM:0.02	0.30	-	-	-	Ti:1.4
× 36	0.020	34.9	9.8	1.5	2.1	0.49	0.02	1.3	0.45	-	-	-	-	-	-
× 37	0.015	29.3	7.2	1.9	3.2	0.45	0.02	2.8	0.70	-	-	-	-	-	-
× 38	0.018	22.1	7.3	6.5	3.3	0.34	0.03	2.3	0.45	-	-	-	-	-	-
× 39	0.018	23.0	8.1	5.6	0.1	0.40	0.05	1.2	0.54	-	-	-	-	-	-
× 40	0.030	34.8	9.8	1.6	0.1	0.35	1.40	2.0	0.60	-	-	-	-	-	-
× 41	0.014	29.4	9.5	3.7	0.2	0.45	0.01	2.5	0.65	-	-	-	-	-	-
× 42	0.013	27.2	7.4	4.2	0.2	0.35	0.02	1.8	0.45	-	-	-	-	-	-

(주) 1) 본발명강 및 비교강의 구분: 본 발명강 ○, 비교강 ×

2) MM: Mischmetal

&lt;175&gt; 【표 1b】

본 발명강, 비교강 및 종래강의 성분조성 (단위: wt.%)

	구분	Fe	Cr	Ni	Mo	W	N	Cu	Mn	Si	S
종 래 강	UR 52N+	나머지	25.2	6.3	3.8	-	0.25	1.70	1.0	0.38	0.0050
	SAF 2507	나머지	24.8	6.9	3.9	-	0.26	-	0.4	0.30	0.0010
	ZERON 100	나머지	25.2	6.9	3.8	0.7	0.26	0.70	0.9	0.31	0.0020
	SAF 2205	나머지	22.3	5.2	3.2	-	0.18	-	0.6	0.24	0.0020
	AL-6XN	나머지	21.2	24.5	6.3	-	0.21	0.50	0.8	0.33	0.0020
	SR-50A	나머지	23.2	21.3	6.3	-	0.25	-	1.1	0.28	0.0010
	254SMO	나머지	20.1	18.2	6.3	-	0.21	0.70	1.2	0.31	0.0020
	AISI 316L	나머지	17.2	12.3	2.5	-	-	-	1.2	0.34	0.0020

&lt;176&gt;

【표 2】

본 발명강, 비교강 및 종래강의 특성 비교 (주물품)

구분 <sup>1)</sup>		IPFI	PREW	Austenite (vol.%)	Ferrite (vol.%)	상간의 내식성 균형 [PREW(γ)-PREW(α)]	공식전위 (mV <sub>SCE</sub> )	임계공식 온도(℃)	임계부식 온도(℃)	경도값 차 (ΔH=H <sub>RC45</sub> - H <sub>RC50</sub> at 30min.)	
본 발명강 및 비교강	○ 1	34.6	52.5	67.2	32.8	9.7	2)	80	40	0.32	
	○ 2	38.2	47.4	48.3	51.7	5.9	60	70	40	0.24	
	○ 3	34.9	52.0	66.1	33.9	7.6	2)	85	45	0.10	
	○ 4	42.1	58.2	59.9	40.1	1.8	2)	80	40	0.12	
	○ 5	36.0	50.7	54.9	45.1	7.1	2)	90	50	0.10	
	○ 6	35.2	51.8	47.8	52.2	9.6	2)	85	45	0.28	
	○ 7	34.9	50.6	61.3	38.7	6.8	2)	95	60	0.10	
	○ 8	39.2	55.4	76.0	24.0	7.1	2)	85	45	0.21	
	○ 9	35.6	52.8	66.2	33.8	7.9	2)	90	50	1.00	
	○ 10	34.9	50.7	55.4	44.6	8.2	2)	90	50	0.44	
	○ 11	34.5	49.9	60.8	39.2	7.7	2)	90	50	0.52	
	○ 12	34.8	51.9	66.1	33.9	7.7	2)	85	45	0.90	
	○ 13	35.1	49.6	53.2	46.8	7.3	2)	90	50	0.60	
	○ 14	40.9	65.7	65.9	34.1	10.0	2)	80	40	0.64	
	○ 15	44.0	56.1	31.8	68.2	4.7	2)	85	45	0.72	
	○ 16	42.2	50.6	52.3	47.7	2.0	2)	85	45	0.82	
	○ 17	35.8	51.9	57.6	42.4	7.7	2)	85	55	0.86	
	○ 18	42.2	53.9	60.9	39.1	8.2	2)	95	60	1.40	
	○ 19	37.6	45.4	46.1	53.9	6.5	-10	70	40	1.10	
	○ 20	42.9	53.4	52.2	47.8	1.5	2)	90	50	1.81	
	○ 21	42.2	52.1	48.3	51.7	3.6	2)	95	55	1.43	
	○ 22	41.7	51.9	53.2	46.8	2.3	2)	90	50	1.21	
	○ 23	42.8	53.3	46.1	53.9	2.8	2)	90	50	1.32	
	○ 24	42.5	52.7	45.8	54.2	2.2	2)	90	55	1.61	
	○ 25	41.3	48.8	64.7	35.3	-0.7	2)	90	50	1.14	
	○ 26	41.9	52.7	58.4	41.6	0.6	2)	85	45	1.63	
	○ 27	43.3	53.8	66.8	33.2	3.7	2)	85	45	1.42	
	○ 28	41.9	52.1	55.0	45.0	7.1	2)	95	55	0.82	
	○ 29	40.0	51.1	63.9	36.1	10.0	2)	85	45	1.32	
	○ 30	42.0	52.8	56.7	43.3	8.0	2)	95	55	1.90	
	○ 31	34.9	53.4	55.0	45.0	10.0	2)	90	50	0.87	
	○ 32	40.9	66.7	64.0	36.0	9.8	2)	95	55	0.63	
	○ 33	41.4	49.3	50.0	50.0	2.5	2)	90	50	1.21	
	○ 34	42.5	54.3	63.2	36.8	10.0	2)	95	55	1.59	
	○ 35	37.5	46.0	39.2	60.8	9.9	2)	75	40	1.06	
	×	36	39.9	58.0	72.6	27.4	11.5	2)	75	35	13.40
	×	37	35.6	54.4	68.7	31.3	9.6	2)	80	40	10.40
	×	38	43.6	59.2	55.4	44.6	3.8	2)	90	50	16.20
	×	39	41.5	53.5	73.1	26.9	3.8	2)	95	55	14.10
	×	40	40.1	50.1	64.7	35.3	9.0	2)	80	40	12.20
	×	41	41.6	55.1	76.8	23.2	7.4	2)	80	40	10.30
	×	42	41.1	51.6	57.2	42.8	7.6	2)	90	50	12.00
종래강	UR 52N+	37.7	45.2	41.5	58.5	7.5	-32	70	35	6.20	
	SAF 2507	37.7	45.5	43.2	56.8	7.5	-14	65	35	5.60	
	ZERON 100	37.7	46.7	44.4	55.6	6.7	57	70	40	-	
	SAF 2205	32.9	38.3	19.7	80.3	14.3	-	35	-	-	
	AL-6XN	-	48.3	100	0	-	518	85	35	-	
	SR-50A	-	51.5	100	0	-	2)	90	40	-	
254SMO	-	47.2	100	0	-	204	75	30	-		
AISI 316L	-	25.5	100	0	-	-	10	-10	-		

(주) 1) 본발명강 및 비교강의 구분 : 본 발명강 ○ , 비교강 ×  
2) 평형 산소 발생 전위 이상 : 공식 발생 없음

【표 3】

본 발명강 및 비교강의 기계적성질 비교 (주물품)

구분	구분	항복강도 (MPa)	인장강도 (MPa)	연신율 (%)
본 발명강 및 비교강	○ 1	712	816	40
	○ 2	696	812	40.5
	○ 3	720	840	44
	○ 4	714	836	36
	○ 5	734	880	38
	○ 6	712	820	40.4
	○ 7	680	820	46
	○ 8	720	860	40.6
	○ 9	702	814	36
	○ 10	708	810	38
	○ 11	724	846	41.2
	○ 12	712	842	41
	○ 13	704	832	40
	○ 14	620	785	32
	○ 15	612	808	38
	○ 16	660	842	36
	○ 17	684	882	32.4
	○ 18	724	842	34
	○ 19	682	814	34
	○ 20	580	798	38.6
	○ 21	690	806	38
	○ 22	688	812	39
	○ 23	702	830	40.6
	○ 24	604	826	40.8
	○ 25	704	822	40
	○ 26	720	806	34.1
	○ 27	696	798	34
	○ 28	680	822	44
	○ 29	660	814	32.2
	○ 30	690	880	30.2
	○ 31	685	890	34
	○ 32	618	782	32
	○ 33	709	831	37
	○ 34	601	817	39.2
	○ 35	687	820	35
	× 36	624	804	24
	× 37	620	786	27.2
	× 38	596	780	24
	× 39	591	598	18
	× 40	612	814	22
	× 41	598	800	24.5
	× 42	614	790	26.4

(주) 1) 본발명강 및 비교강의 구분 : 본 발명강 ○ , 비교강 ×



【표 4】

본 발명강, 비교강 및 종래강의 오스테나이트( $\gamma$ )/페라이트( $\alpha$ ) 상간의 내식성 균형

구분 D	재료 명	PREW( $\gamma$ )					PREW( $\alpha$ )					상간의 내식성 균형 [PREW( $\gamma$ )-PREW( $\alpha$ )]	
		Cr	Mo	W	N	PREW	Cr	Mo	W	N	PREW	30N	16N
본 발명강 및 비교강	○ W1	28.35	1.44	2.46	0.62	55.6	30.33	2.23	4.11	0.05	46.0	9.7	1.7
	○ 2	24.42	3.04	0.52	0.51	50.5	26.13	4.71	0.87	0.05	44.6	5.9	-0.5
	○ 3	26.37	2.02	2.53	0.58	54.6	28.22	3.14	4.22	0.05	47.0	7.6	0.2
	○ 4	20.43	5.24	2.52	0.57	58.9	21.86	8.13	4.21	0.05	57.1	1.8	-5.5
	○ 5	26.27	2.16	2.23	0.56	53.9	28.11	3.35	3.72	0.05	46.8	7.1	-0.1
	○ 6	25.66	2.02	2.89	0.66	56.8	27.46	3.13	4.82	0.05	47.2	9.6	1.1
	○ 7	25.61	2.14	2.38	0.56	53.3	27.40	3.32	3.98	0.05	46.4	6.8	-0.2
	○ 8	29.5	2.47	1.55	0.56	57.1	31.57	3.83	2.59	0.05	50.0	7.1	-0.1
	○ 9	26.67	2.11	2.45	0.59	55.5	28.54	3.27	4.09	0.05	47.6	7.9	0.3
	○ 10	26.18	1.93	2.46	0.59	54.4	28.01	2.99	4.11	0.05	46.2	8.2	0.6
	○ 11	26.47	1.81	2.22	0.56	52.9	28.33	2.81	3.7	0.05	45.2	7.7	0.6
	○ 12	26.47	1.94	2.53	0.58	54.4	28.32	3.00	4.22	0.05	46.7	7.7	0.3
	○ 13	25.95	1.99	2.28	0.56	53.0	27.77	3.08	3.81	0.05	45.7	7.3	0.2
	○ 14	34.19	1.52	4.80	0.73	69.1	36.58	2.35	8.02	0.05	59.1	10.0	0.5
	○ 15	25.01	3.93	2.26	0.59	59.3	26.76	6.09	3.78	0.05	54.6	4.7	-2.8
	○ 16	22.93	4.44	0.3	0.45	51.6	24.54	6.88	0.51	0.05	49.6	2.0	-3.6
	○ 17	26.42	2.11	2.49	0.59	55.1	28.27	3.27	4.16	0.05	47.4	7.7	0.2
	○ 18	26.57	3.70	0	0.61	57.0	28.43	5.74	0	0.05	48.9	8.2	0.3
	○ 19	24.19	2.93	0.15	0.51	49.3	25.88	4.54	0.25	0.05	42.8	6.5	0.1
	○ 20	23.32	4.51	0.15	0.43	51.5	24.95	7.0	0.25	0.05	50.0	1.5	-3.9
	○ 21	23.16	4.28	0	0.48	51.8	24.78	6.64	0	0.05	48.2	3.6	-2.4
	○ 22	23.43	4.22	0.23	0.44	51.1	25.07	6.53	0.38	0.05	48.8	2.3	-3.2
	○ 23	23.13	4.4	0	0.46	51.5	24.75	6.81	0	0.05	48.7	2.8	-3.0
	○ 24	23.12	4.31	0.15	0.44	50.9	24.74	6.69	0.25	0.05	48.7	2.2	-3.3
	○ 25	22.93	4.52	0.16	0.36	48.9	24.54	7.01	0.27	0.05	49.6	-0.7	-5.0
	○ 26	23.03	4.48	0	0.39	49.6	24.64	6.94	0	0.05	49.0	0.6	-4.3
	○ 27	26.19	4.23	0.25	0.5	55.5	28.02	6.55	0.41	0.05	51.8	3.7	-2.6
	○ 28	25.89	3.69	0.15	0.58	55.6	27.7	5.72	0.26	0.05	48.5	7.1	-0.2
	○ 29	33.65	1.25	0.32	0.55	54.8	36.0	1.94	0.54	0.05	44.8	10.0	3.0
	○ 30	26.30	3.63	0	0.6	56.2	28.14	5.63	0	0.05	48.2	8.0	0.3
	○ 31	24.92	2.24	3.0	0.69	57.9	26.66	3.48	5.0	0.05	47.9	10.0	1.1
	○ 32	33.16	1.75	5.24	0.75	70.2	35.49	2.72	8.75	0.05	60.4	9.8	0.0
	○ 33	22.80	4.23	0.16	0.45	50.6	24.4	6.56	0.28	0.05	48.0	2.5	-3.1
	○ 34	36.56	1.26	0.33	0.56	58.0	39.12	1.96	0.55	0.05	48.0	10.0	2.9
	○ 35	24.27	2.77	0.15	0.61	52.0	25.97	4.30	0.25	0.05	42.1	9.9	2.1
	× 36	34.24	1.3	1.77	0.66	61.2	36.64	2.02	2.96	0.05	49.7	11.5	3.0
	× 37	28.67	1.62	2.65	0.63	57.3	30.68	2.51	4.42	0.05	47.8	9.6	1.4
	× 38	22.58	4.88	0.08	0.53	54.7	24.16	7.56	0.14	0.05	50.8	3.8	-5.4
	× 39	22.58	4.88	0.08	0.53	54.7	24.16	7.56	0.14	0.05	50.8	3.8	-2.9
	× 40	33.96	1.34	0.08	0.51	53.9	36.34	2.08	0.14	0.05	44.9	9.0	2.5
	× 41	28.93	3.28	0.17	0.57	57.2	30.96	5.09	0.29	0.05	49.7	7.4	0.2
	× 42	26.41	3.40	0.16	0.57	55.1	28.26	5.27	0.26	0.05	47.6	7.6	0.2
종래강	UR 52N+	24.21	2.88	0	0.53	49.6	25.9	4.46	0	0.05	42.1	7.5	0.8
	SAF 2507	23.85	2.97	0	0.54	49.7	25.52	4.61	0	0.05	42.2	7.5	0.7
	ZERON 100	24.26	2.91	0.51	0.52	50.4	25.95	4.51	0.85	0.05	43.7	6.7	0.0
	SAF 2205	21.11	2.22	0	0.71	49.8	22.59	3.44	0	0.05	35.4	14.3	5.1

(주) 1) 본발명강 및 비교강의 구분 : 본 발명강 ○ , 비교강 ×

【표 5】

본 발명강 및 비교강의 열간압연 판재 특성

	구 분 <sup>1)</sup>		임계공식 온도(℃)	기계적성질			열간가공성 <sup>2)</sup>
				항복강도 (MPa)	인장강도 (MPa)	연신율 (%)	
본 발명강 및 비교강	○	3	90	756	864	60.4	○
	○	5	95	758	896	78	○
	○	7	95	744	860	58.6	○
	○	8	90	724	846	44	△
	○	13	95	756	861	48.4	○
	○	15	95	660	832	41.8	△
	○	17	95	724	912	44	○
	○	18	95	768	910	47.8	○
	○	20	95	668	823	49.2	△
	○	28	95	736	844	60.2	○
	○	30	95	750	856	46.8	○
	×	39	95	620	632	36	×
	×	41	90	643	812	38	×

(주) 1) 본 발명강 및 비교강 구분 : 본 발명강 ○, 비교강 ×

2) 열간가공성 : 양호(균열 없음) ○, 보통 (약간 균열 있음) △, 불량 (균열 많음) ×

### 【발명의 효과】

<180> 본 발명은 원자반경이 큰 Ba, Y, Ce, La, Nd, Pr, Ta, Zr, Ti 등을 적정량 원자상태로 고용시켜 취성이 강한 금속간 상들의 확산 및 석출속도를 지연시키고 미세한 RE계 복합 화합물 또는 Ba 산화물(Oxide)들이 Cr, Mo, Si, W의 확산을 추가적으로 저지(Blocking) 해 줌으로써 금속간 상들의 석출 속도를 낮추고 석출량을 감소시킴에 따라 취성 방지 및 내식성을 향상시키는 것이 가능하였다.

<181> 아울러 본 발명은 Ti, Mg, Ca, Al 및 Ca+Al 을 이용한 통상적인 방법에 의한 적정 예비 탈산과 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr 한 개 이상 첨가함으로써 강의 제특성에 악영향을 미치는  $Al_2O_3$ , MnS 비금속개재물의 단독생성을 방지한다. 이를 위해서는 본 발명자들이 밝 혀낸 용해도적  $[MM, (Y, Ce, La, Nd, Pr) + Al] \cdot [O + S] = 0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5} [\%]^2$  의 상관관 계식을 적용하여 의도적으로 용강내에 직경  $5\mu m$  이하의  $RExOy$  or  $(RE, Al)xOy + RExOyS + RExSy$  복합 화합물을 생성시켜 응고시 수지상정 형성시 불균질 핵생성 사이트를 공급하

여 응고조직을 미세화 치밀화합과 동시에 Cr, Mo, W, Ni, Mn, Si 등 용질원소의 편석을 강력하게 제어함으로써 기계적특성, 물리적특성 및 내식성을 향상시키는 것이 가능하였다.

<182> 따라서 본 발명은 종래 기술이 인식하지 못하였던 새로운 합금 원소의 첨가에 의해서 듀플렉스계 스테인리스강에서 시그마상을 포함하는 금속간 상의 형성을 현저하게 억제하고, 궁극적으로 양산시에 현저하게 생산 수율을 높일 수 있는 제조 방법을 제공하는 것이 가능하였다.

<183> 아울러, 본 발명은 이러한 시그마상을 포함하는 금속간 상의 석출속도를 크게 저하시켜, 내취화성을 개선, 균열 발생을 현저히 저하시킴으로써 주조 및 열간가공시 생산수율을 대폭 향상시키는 것이 가능하였다.

<184> 아울러, 주조상태에서 내식성 및 기계적 성질을 크게 저하시키는  $\sigma$  및  $\chi$  상들의 석출을 현저하게 억제함으로써, 향후 상술한 다양한 적용 분야에서 설비 부품

<185> 을 필수적으로 접합할 경우 용접 열영향부에서의 이들 석출상을 제어함으로써 내식성 및 기계적 성질을 크게 향상시켜 설비의 내구성을 한 단계 끌어올리는 것이 가능하였다.

## 【특허청구범위】

## 【청구항 1】

중량%로, Cr: 21.0% ~ 38.0%, Ni: 3.0% ~ 12.0%, Mo: 1.5% ~ 6.5%, W: 0 ~ 6.5%, Si: 3.0% 이하, Mn: 8.0% 이하, N: 0.2% ~ 0.7%, C: 0.1% 이하, Ba: 0.0001~0.6%, 그리고 나머지는 철과 피할 수 없는 불순물로 이루어지고, 다음 식 ①로 정의되는 공식저항당량지수 PREW(Pitting Resistance Equivalent)가  $40 \leq \text{PREW} \leq 67$ 을 만족하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

$$\text{PREW} = \text{중량}\% \text{Cr} + 3.3(\text{중량}\% \text{Mo} + 0.5\text{중량}\% \text{W}) + 30\text{중량}\% \text{N} \quad \text{-----} \quad \text{①}$$

## 【청구항 2】

제 1 항에 있어서, 상기 강은, 추가로 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 총량으로 0.0001 ~ 1.0% 함유하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.

## 【청구항 3】

제 2 항에 있어서, 상기 Ba은 0.001 ~ 0.2%의 범위내로 첨가되는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

## 【청구항 4】

중량%로, Cr: 21.0% ~ 38.0%, Ni: 3.0% ~ 12.0%, Mo: 1.5% ~ 6.5%, W: 0 ~ 6.5%, Si: 3.0% 이하, Mn: 8.0% 이하, N: 0.2% ~ 0.7%, C: 0.1% 이하를 함유하고, MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종을 총량으로 0.0001 ~ 1.0% 함유하고, 그리고 나머지는 철과 피할 수 없는 불순물로 이루어지고, 다음 식 ①로 정의되는 공식저항당량지수 PREW(Pitting Resistance Equivalent)가  $40 \leq \text{PREW} \leq 67$ 을 만족하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

$$\text{PREW} = \text{중량}\% \text{Cr} + 3.3(\text{중량}\% \text{Mo} + 0.5\text{중량}\% \text{W}) + 30\text{중량}\% \text{N} \quad \text{-----} \quad \text{①}$$

## 【청구항 5】

제 2 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd 및 Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종과, 강 중 Al, O 및 S의 용해도적 관계식  $[\text{MM}, (\text{Y}, \text{Ce}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Pr}) + \text{Al}] \cdot [\text{O} + \text{S}]$ 의 값이  $0.001 \times 10^{-5} \sim 30,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.

## 【청구항 6】

제 5 항에 있어서, 상기 용해도적 관계식 값은 주물 제품의 경우,  $1 \times 10^{-5} \sim 5,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

**【청구항 7】**

제 5 항에 있어서, 상기 용해도적의 관계식값은 열간 가공제품의 경우,  $0.1 \times 10^{-5} \sim 2,000 \times 10^{-5} [\%]^2$ 의 범위에 있는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

**【청구항 8】**

제 2 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종의 첨가 총량은 0.01% ~ 0.6%인 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

**【청구항 9】**

제 8 항에 있어서, 상기 MM, Y, Ce, La, Nd, Pr으로 이루어지는 군 중 선택되는 하나 이상의 종의 첨가 총량은 0.2% ~ 0.5%인 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

**【청구항 10】**

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 강은, 추가로 Ca: 0.5% 이하, Mg: 0.5% 이하, Al: 1.0% 이하, Ta: 0.5% 이하, Nb: 0.5% 이하, Ti: 1.5% 이하, Zr: 1.0% 이하, Sn: 1.0% 이하 및 In: 1.0% 이하로 구성되는 군에서 선택되는 원소를 하나 이상 함유하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인레스강.

## 【청구항 11】

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 강은, 추가로 B: 0.1% 이하를 함유하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

## 【청구항 12】

제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 강은, 추가로 Cu: 3.0% 이하, Co: 3.0% 이하 중 하나 이상을 함유하는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

## 【청구항 13】

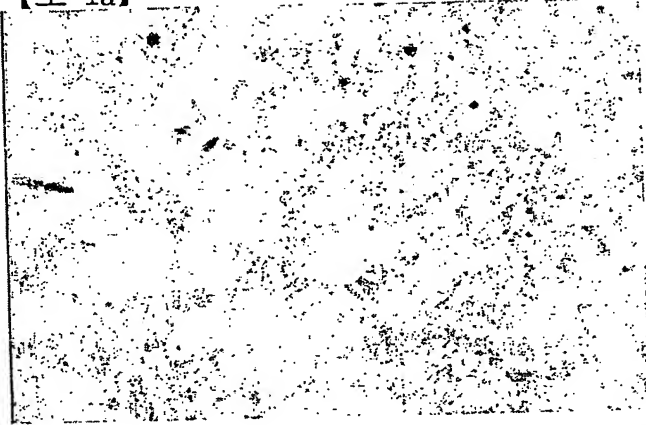
제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 오스테나이트상 및 페라이트상의 내식성 균형인  $[PREW(\gamma) - PREW(\alpha)]$  값이  $-5 \sim 10$  범위에 있는 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

## 【청구항 14】

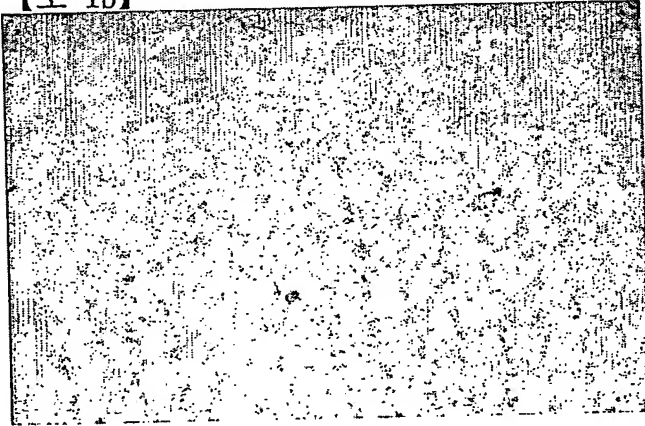
제 1 항 내지 제 4 항 중 어느 한 항에 있어서, 강 조직 중 페라이트상의 부피분율은 부피%로 20 ~ 70%이고, 오스테나이트상의 부피분율은 부피%로 30 ~ 80%인 것을 특징으로 하는 금속간상의 형성이 억제된 내식성, 내취화성, 주조성 및 열간가공성이 우수한 슈퍼 듀플렉스 스테인리스강.

【도면】

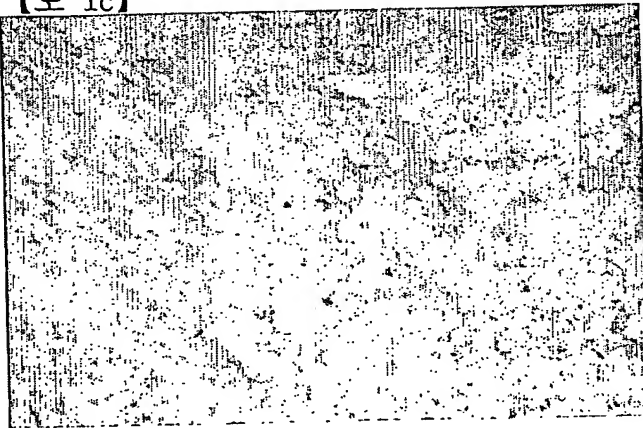
【도 1a】



【도 1b】

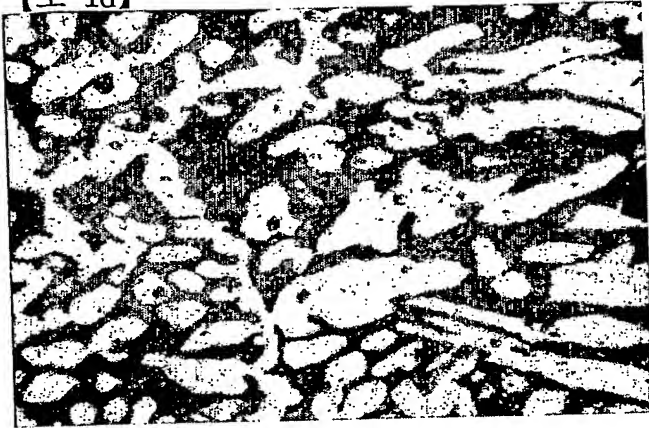


【도 1c】

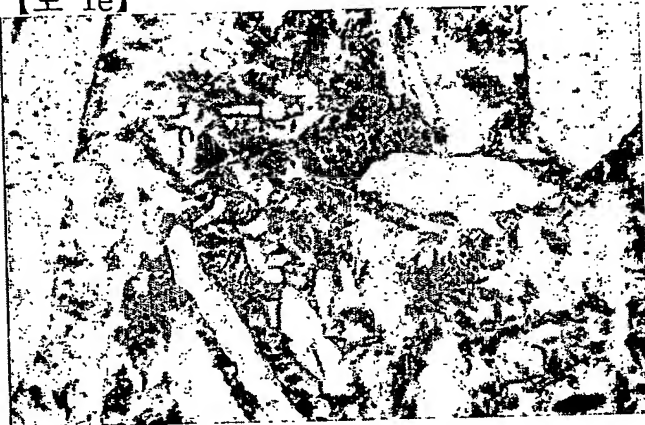




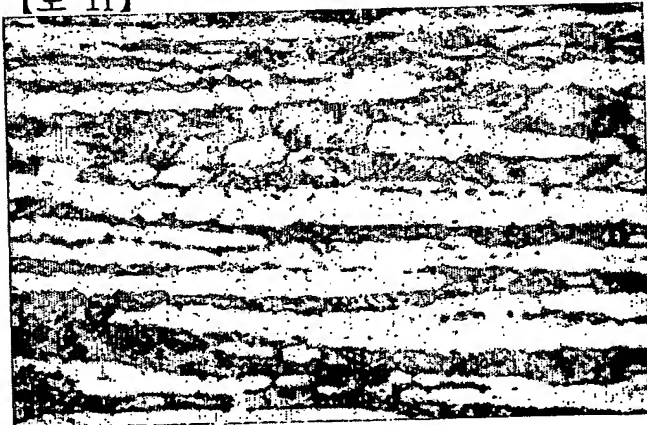
【도 1d】



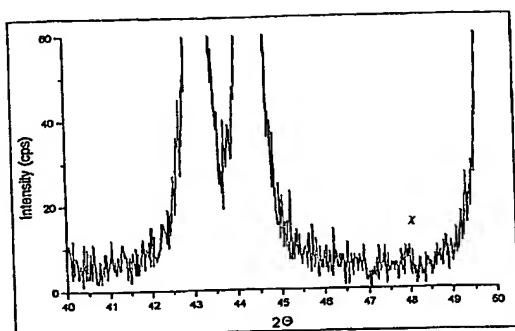
【도 1e】



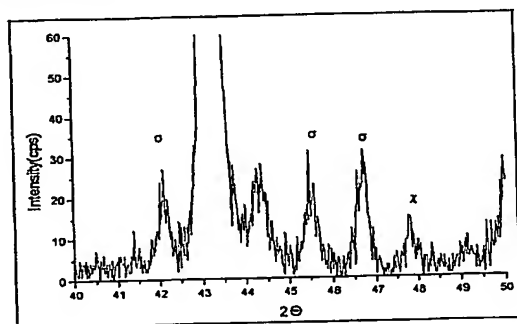
【도 1f】



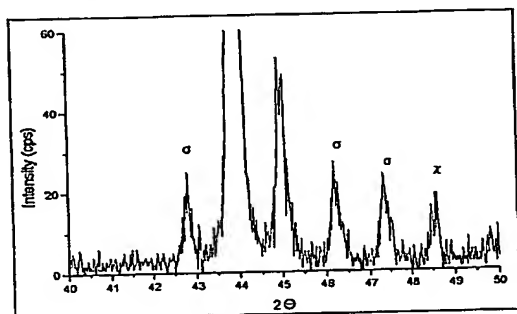
【도 2a】



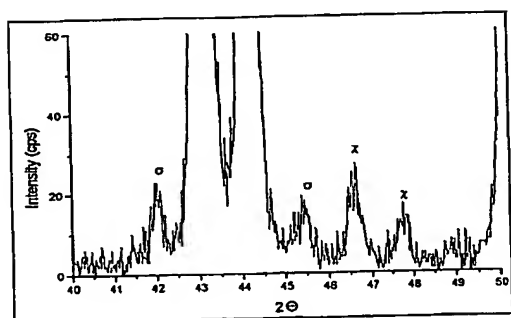
【도 2b】



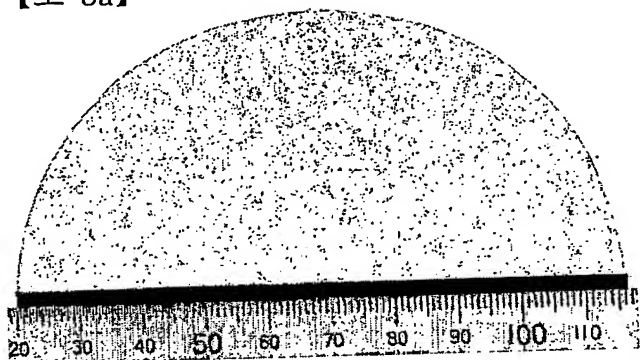
【도 2c】



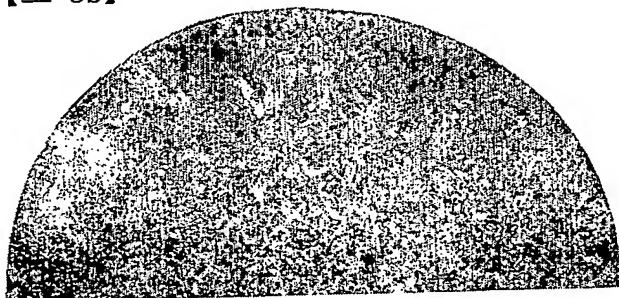
【도 2d】



【도 3a】



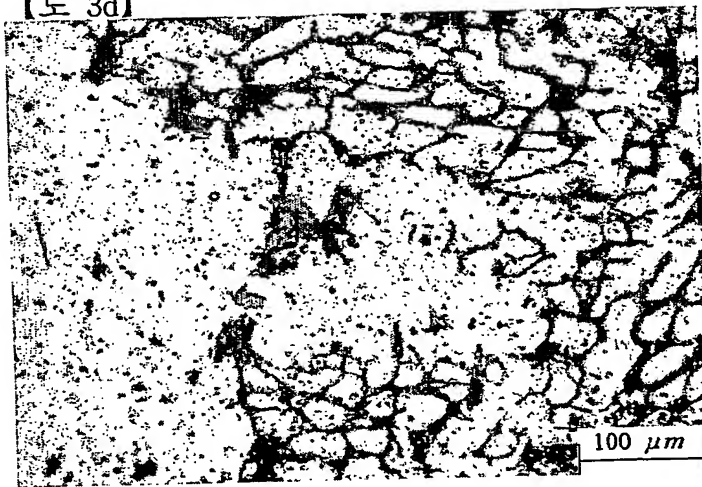
【도 3b】



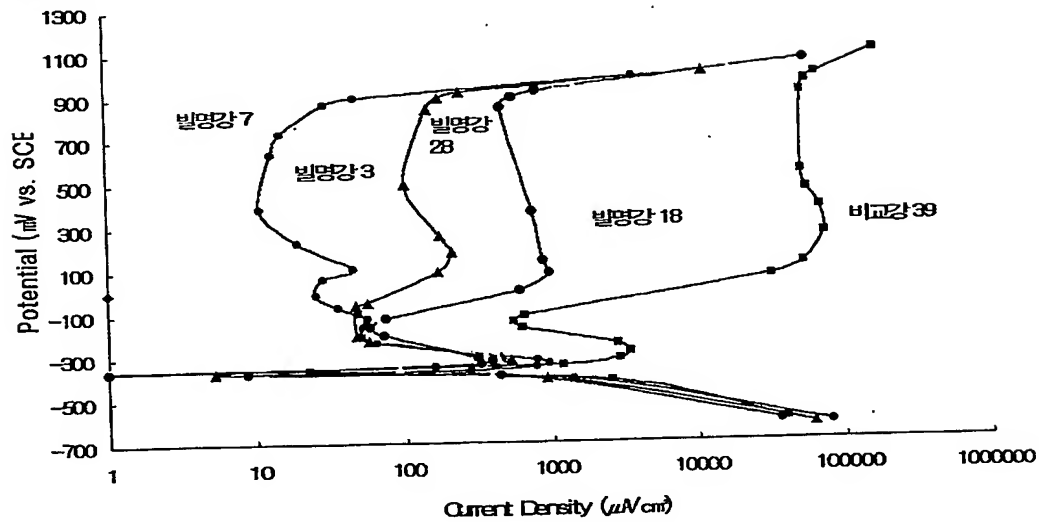
【도 3c】



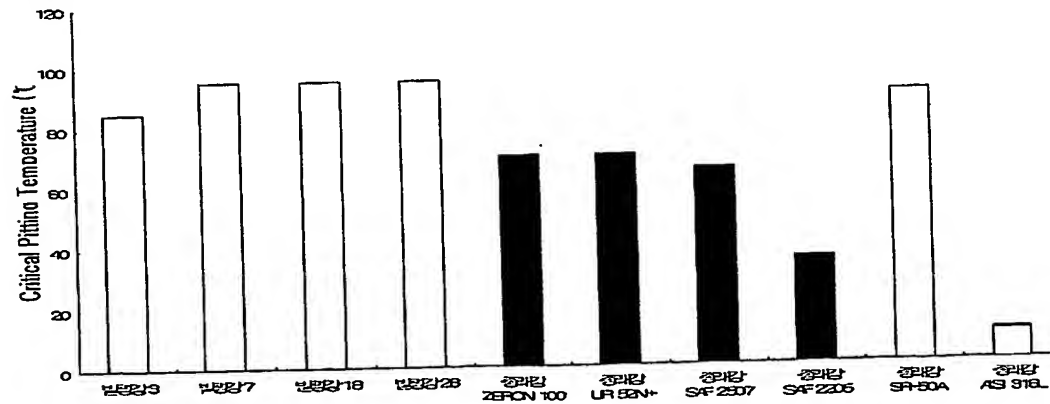
【도 3d】



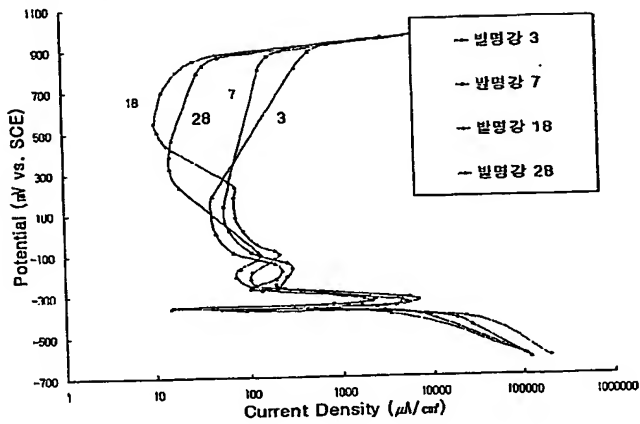
【도 4】



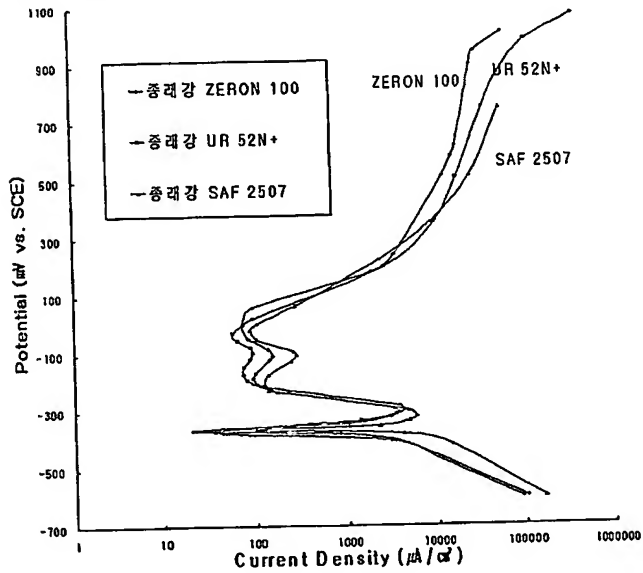
【도 5】



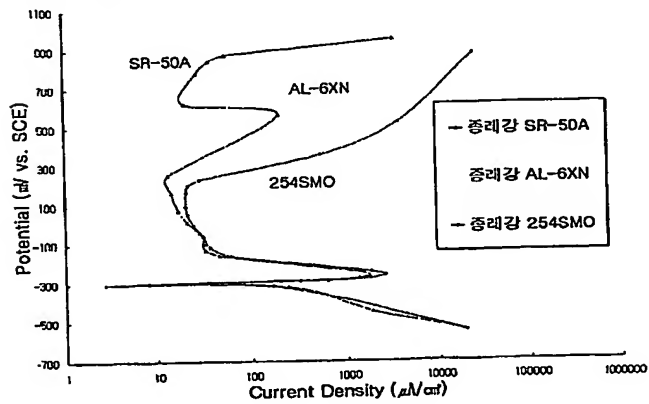
【도 6a】



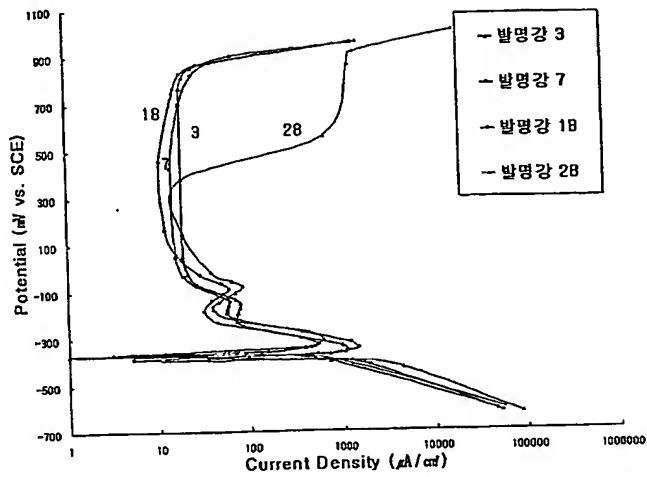
【도 6b】



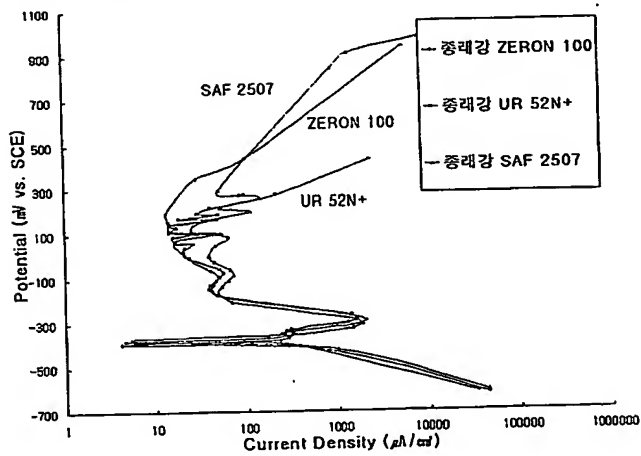
【도 6c】



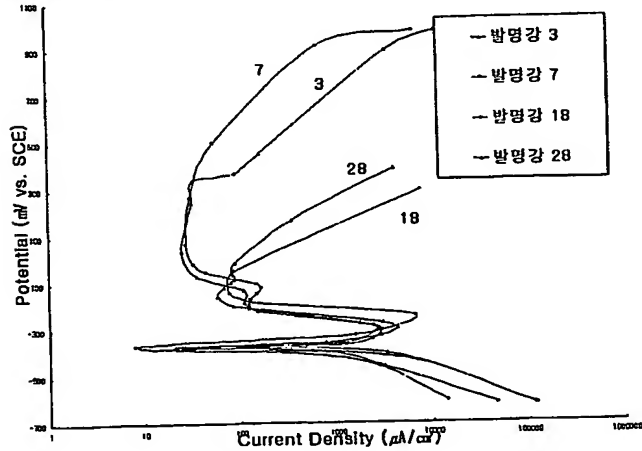
【도 7a】



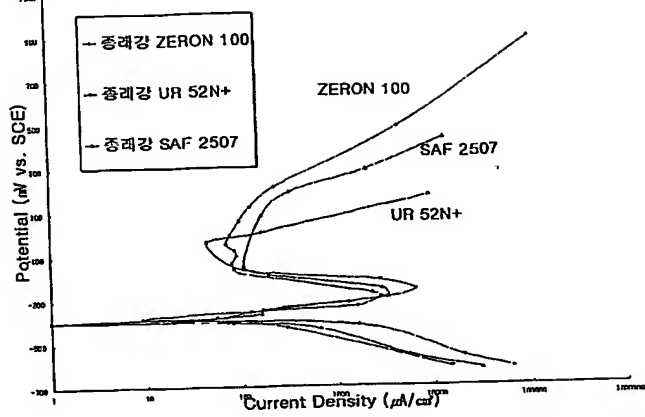
【도 7b】



【도 8a】



【도 8b】



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**